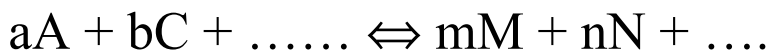


# SISTEMI CHIMICI

**FASE:** Regione omogenea di un sistema

**SISTEMA ETEROGENEO:** Sistema costituito da due o più fasi . L'attraversamento delle superfici che separano le fasi comporta una variazione discontinua di almeno una variabile intensiva. (p.e. densità, concentrazione degli elementi).

**GENERICA REAZIONE CHIMICA:**



$Q$  = calore di reazione

$Q_p$  = calore di reazione a pressione costante

$Q_v$  = calore di reazione a volume costante

Si ricorda che:

Energia libera (**G**)

$$\mathbf{G} = \mathbf{U} + \mathbf{PV} - \mathbf{TS}$$

ove **U** è l'energia interna del sistema. Essa è una funzione di stato (dipende unicamente dallo stato in cui il sistema si trova e non da come a tale stato si sia pervenuti)

$$\Delta U = Q - L$$

**S** è l'entropia del sistema (anch'essa è una funzione di stato)

$$\Delta S = \frac{Q_{rev}}{T} > \frac{Q_{irr}}{T}$$

Se si considera una trasformazione  $\mathbf{A} \rightarrow \mathbf{B}$  durante il quale il sistema può compiere solo lavoro di tipo  $\mathbf{PV}$ , e si definisce

$$\Delta \mathbf{G} = \mathbf{G}_\mathbf{B} - \mathbf{G}_\mathbf{A}$$

Se:

$\Delta \mathbf{G} < 0$      La trasformazione procede spontaneamente ed irreversibilmente fino all'equilibrio

$\Delta \mathbf{G} = 0$      La trasformazione è all'equilibrio (non procede)

$\Delta \mathbf{G} > 0$      La trasformazione non avviene

Se gli scambi di lavoro sono solo quelli per variazione di volume

$$\Delta \mathbf{U} = \mathbf{Q}_\mathbf{p} - \mathbf{P}\Delta \mathbf{V} \quad \Rightarrow \quad \Delta \mathbf{G} = \mathbf{Q}_\mathbf{p} - \mathbf{T}\Delta \mathbf{S}$$

Se la reazione avviene fra sostanze allo stato condensato, a  $\mathbf{T}$  non eccessiva, senza cambiamenti di stato o trasformazioni allotropiche

$$\Delta \mathbf{G} \cong \mathbf{Q}_\mathbf{p}$$

# Equilibrio chimico in un sistema eterogeneo

- Legge di ripartizione***
- Si consideri un sistema eterogeneo formato da due fasi
  - Il componente X è in quantità tale che, all'equilibrio, esso raggiunge le concentrazioni  $C_1$  e  $C_2$
  - Il componente X conserva nelle due fasi lo stesso peso molecolare

$$\frac{C_1}{C_2} = L = \text{cost}$$

***Legge di Nerst***

## *Regola delle fasi (Teorema di Gibbs)*

In condizioni di equilibrio e di configurazione fisica prefissata

$$\text{Grado di libertà} = v = c_i + m - f$$

ove

$c_i$  = numero dei componenti indipendenti

$m$  = numero dei fattori fisici

$f$  = numero delle fasi presenti

Numero totale delle  
variabili atte a  $= m + f c_i$   
caratterizzare il sistema

Per ogni componente, nota la concentrazione  
in una fase, le altre  $f-1$  concentrazioni sono  $= c_i(f-1)$   
date dagli equilibri di ripartizione

In ogni fase la sommatoria  
delle concentrazioni deve  $= f$   
essere 1

$$v = m + f c_i - [c_i(f-1) + f] = c_i + m - f$$

## *Il principio di Le Chatelier*

Se in un sistema chimico fisico qualsiasi,  
in condizioni di equilibrio stabile,  
si fa variare uno dei fattori di equilibrio



La trasformazione che ha origine avviene in senso tale  
da opporsi alla variazione del fattore considerato,  
CIOE'

tende a spostare l'equilibrio in modo da  
annullare la variazione imposta

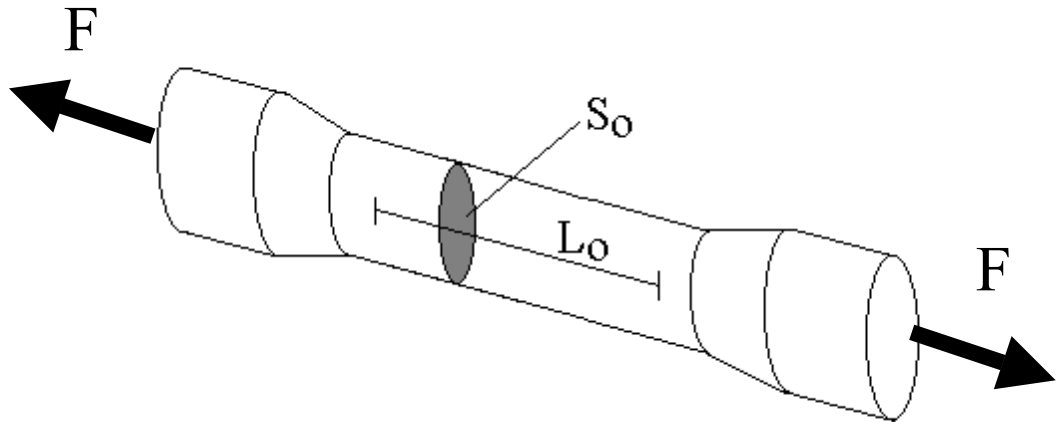
Esempio:



Se T cresce a P costante  $\longrightarrow$  Si ostacola la dissociazione  
Il senso della reazione è  $\rightarrow$

Se P cresce a T costante  $\longrightarrow$  Si favorisce la dissociazione  
Il senso della reazione è  $\leftarrow$

# INTRODUZIONE ALLA MECCANICA DEI MATERIALI



Tensione normale  $\sigma$ : Forza che agisce sull'unità di superficie

$$\sigma = \frac{F}{S_0}$$

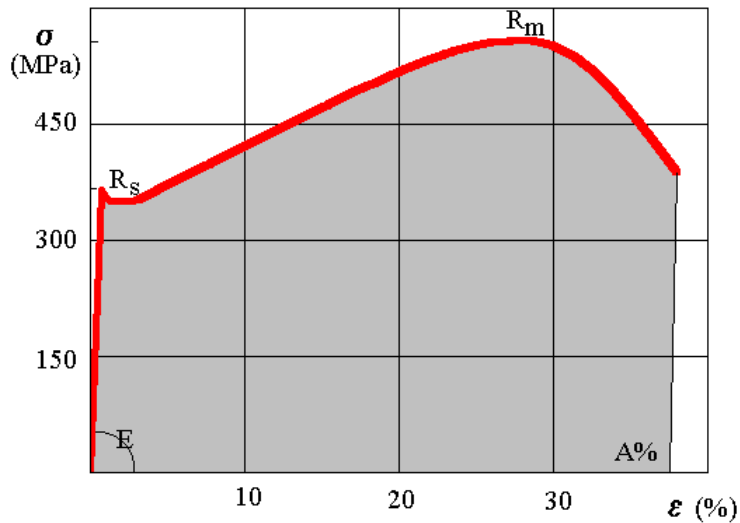
Deformazione unitaria  $\varepsilon$ : variazione di lunghezza rispetto alla lunghezza iniziale

$$\varepsilon = \frac{L - L_0}{L_0}$$

Legge di Hooke

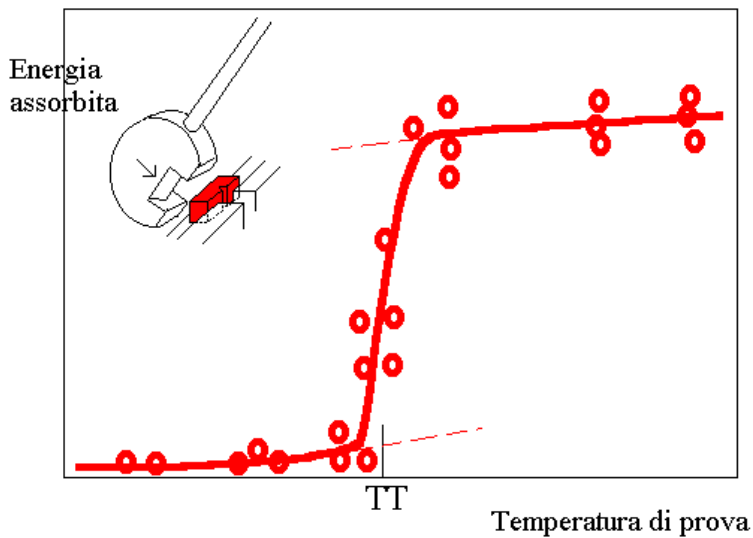
$$\sigma = E\varepsilon$$

# Andamento tipico della curva di trazione

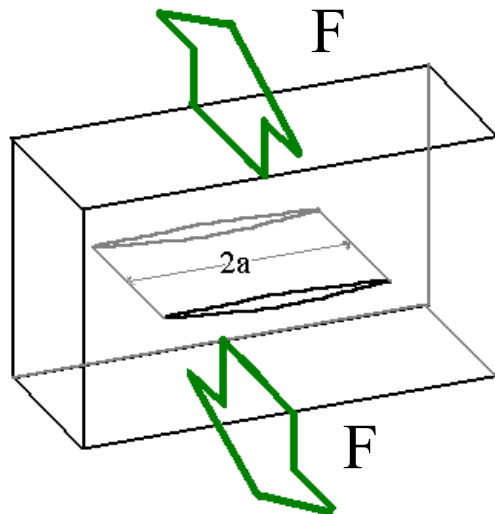


materiale	E (GPa)	$R_s$ (MPa)	$R_m$ (MPa)
Acciai di uso generale	210	200-350	300-700
Acciai bonificati	210	360-1000	620-1300
Acciai legati per molle	210	1100-1200	1400-1500
Acciai inossidabili austenitici	200	220-350	550-650
Leghe Al in getto	73-75	90-270	160-320
Leghe Al da stampaggio	68-73	170-500	200-600

# Risultati prova di resilienza



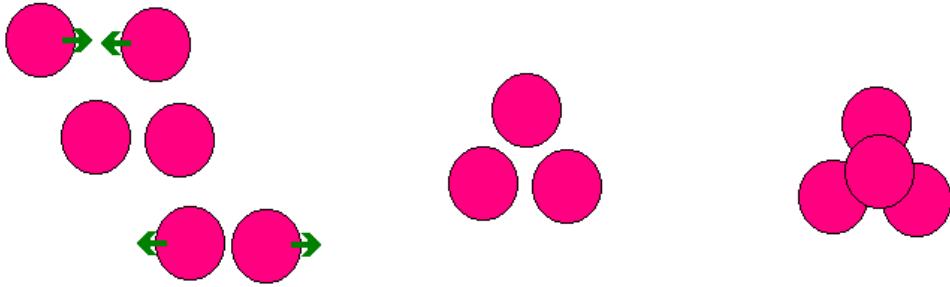
## Redistribuzione delle sollecitazioni in presenza di una cricca



$$K_I = \alpha \sigma \sqrt{\pi a}$$

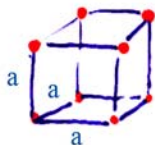


# STRUTTURA CRISTALLINA DEI METALLI

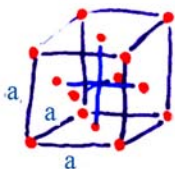


- Tutti i metalli, con l'eccezione del mercurio, sono allo stato solido alla temperatura ambiente
- Allo stato solido, gli atomi sono disposti in modo regolare. Essi formano una struttura ordinata e ripetitiva, chiamata reticolo cristallino
- In tale reticolo gli atomi sono disposti ai nodi. Gli elettroni più interni restano legati ai nuclei, quelli più esterni possono muoversi facilmente.
- Considerazioni puramente geometriche permettono di affermare che esistono solo 14 modi diversi di costruire dei reticoli nello spazio (reticoli di Bravais)

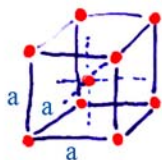
### CUBICO



Semplice



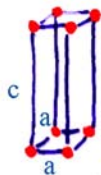
Facce Centrate (CFC)



Corpo Centrato (CCC)

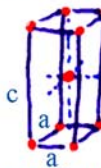
$$a = b = c \quad \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$$

### TETRAGONALE

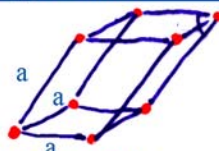


Semplice

$$a = b \neq c \quad \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$$



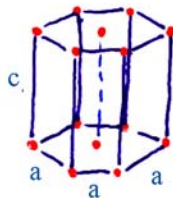
Corpo Centrato



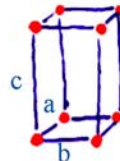
### ROMBOEDRICO

Semplice  $\alpha \neq 90^\circ$

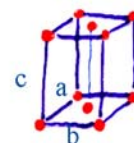
### ESAGONALE Semplice



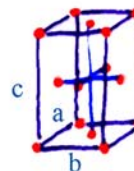
### ORTOROMBICO



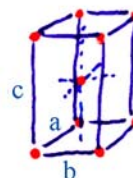
Semplice



Basi Centrate

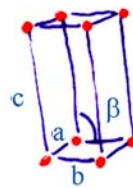


Facce Centrate



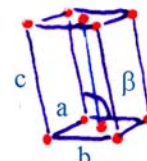
Corpo Centrato

$$a \neq b \neq c$$



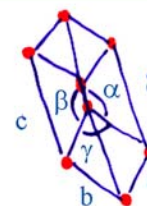
Semplice

### MONOCLINO



Basi Centrate

$$a \neq b \neq c \quad \beta \neq 90^\circ$$



Semplice

### TRICLINO

$$a \neq b \neq c$$

$$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$$



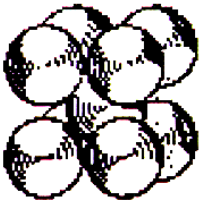
CFC

Fe- $\gamma$ , Al, Ag, Au, Ca, Cu  
Ni, Pb, Pd, Zr



EC

Be, Cd, Co,  
Mg, Ti, Zn



CCC

Ba, Cr, Fe- $\alpha$ , K, Li, Mo,  
Na, Nb, Ta, V, W, Zr

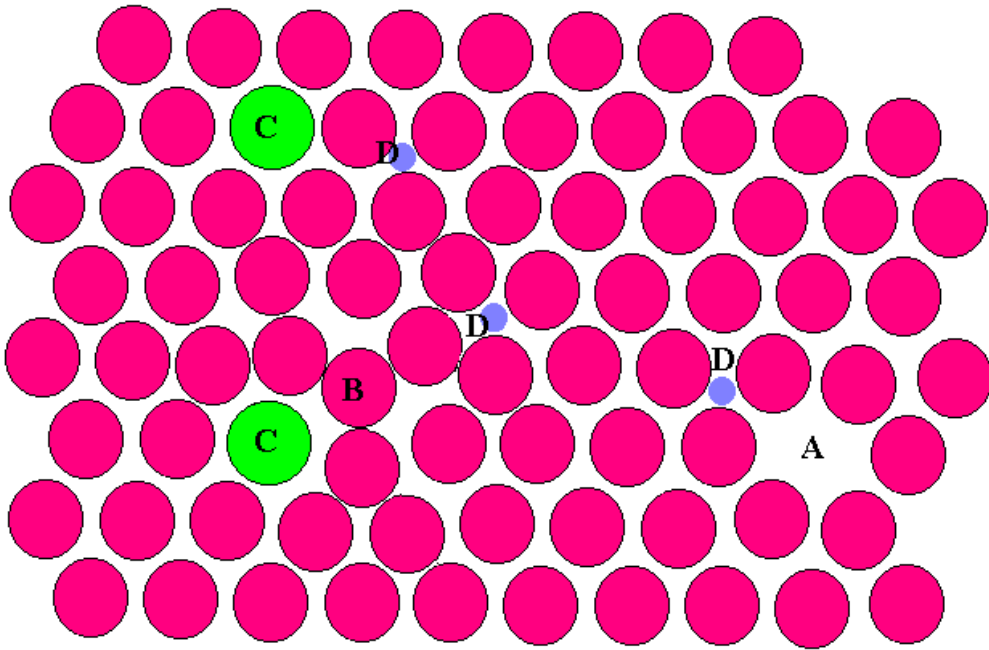
La resistenza teorica di un metallo, considerato ideale, ovvero privo di difetti interni, è di più di 1000 volte superiore alla resistenza reale



I metalli, oppure le leghe, presentano tutta una serie di difetti del reticolo cristallino che diminuiscono fortemente la resistenza meccanica.

- • *Difetti puntuali*: interstiziali, vacanze, atomi sostituzionali
- • *Difetti lineari*: dislocazioni
- • *Difetti superficiali*: superficie del metallo, difetti di impilamento
- • *Difetti tridimensionali*: micro e macro vuoti, inclusioni non metalliche

# DIFETTI PUNTUALI



A: un sito del reticolo non occupato dall'atomo previsto (lacuna);

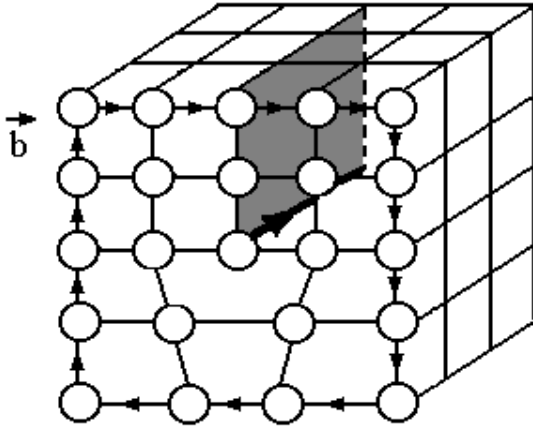
B: un atomo della matrice in posizione interstiziale (auto-interstiziale)

C: un atomo estraneo in posizione sostituzionale;

D: un atomo estraneo in posizione interstiziale;

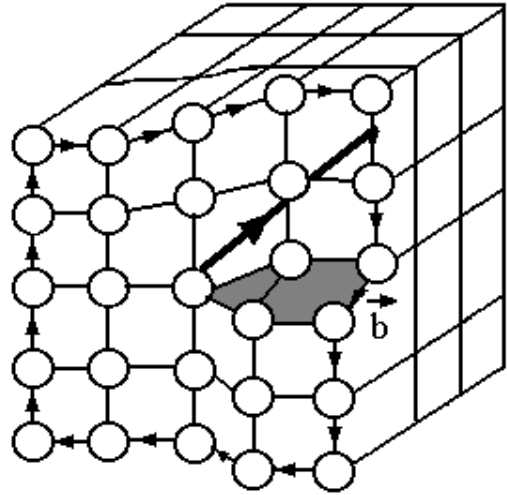
# DIFETTI LINEARI

Dislocazione a spigolo



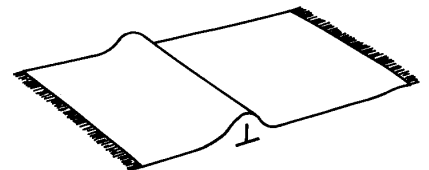
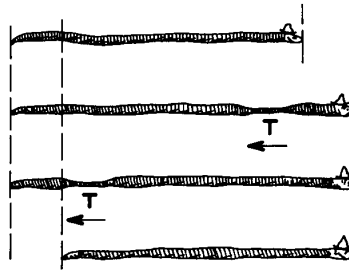
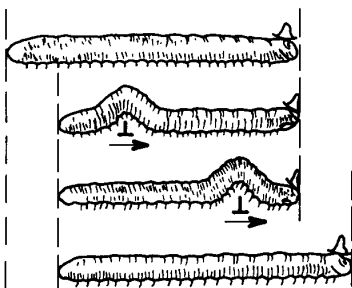
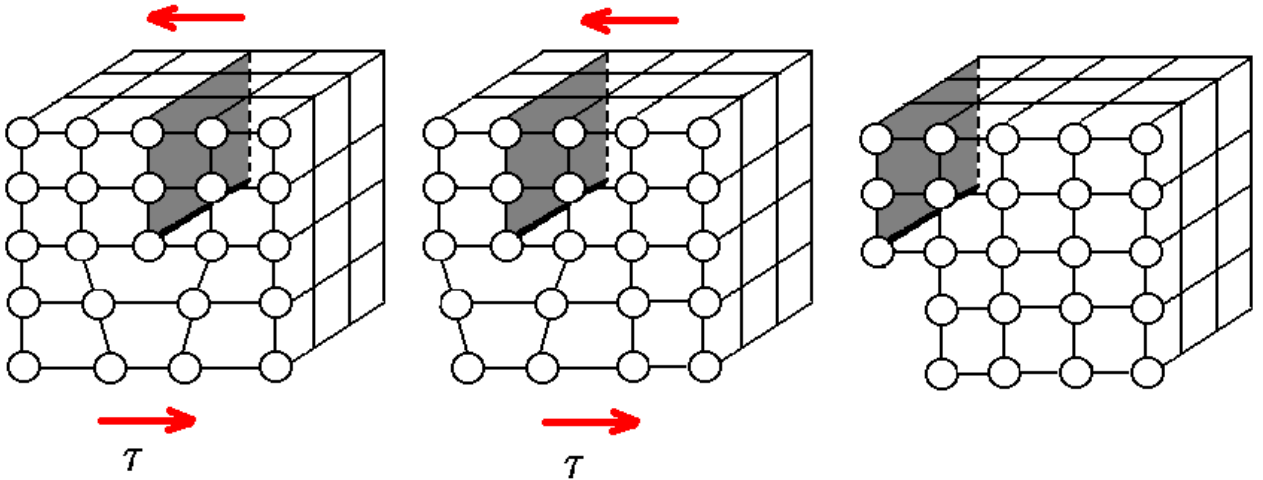
Spigolo

Dislocazione a vite



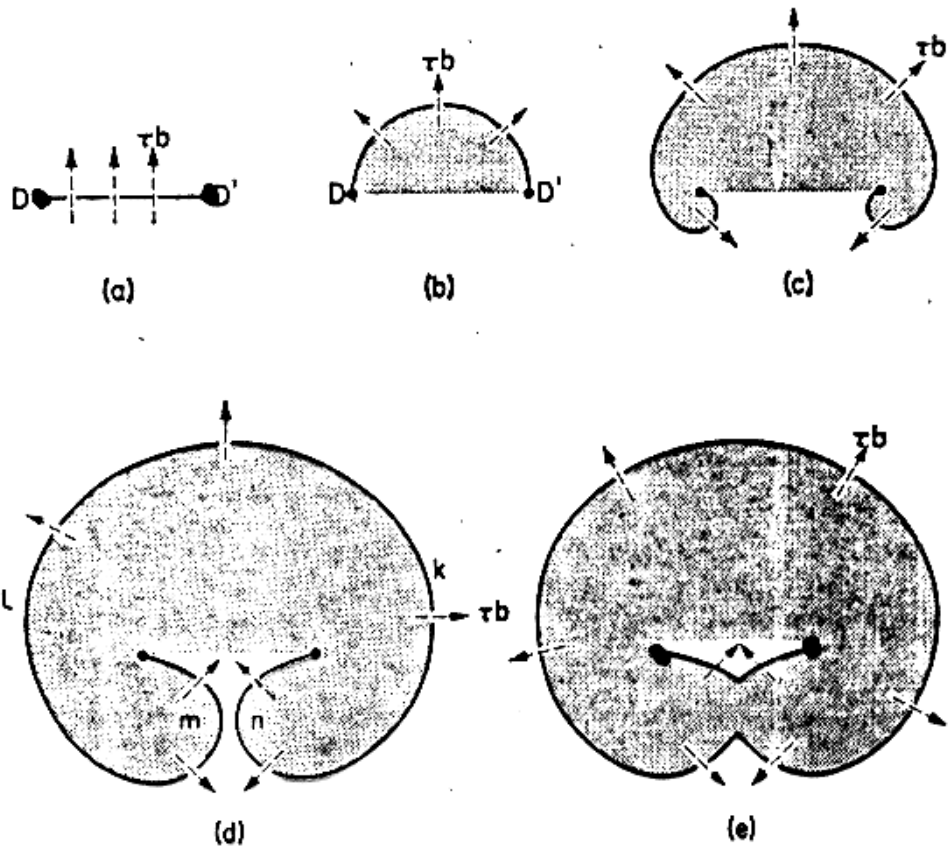
Vite

Le dislocazioni, se sollecitate, si muovono !!



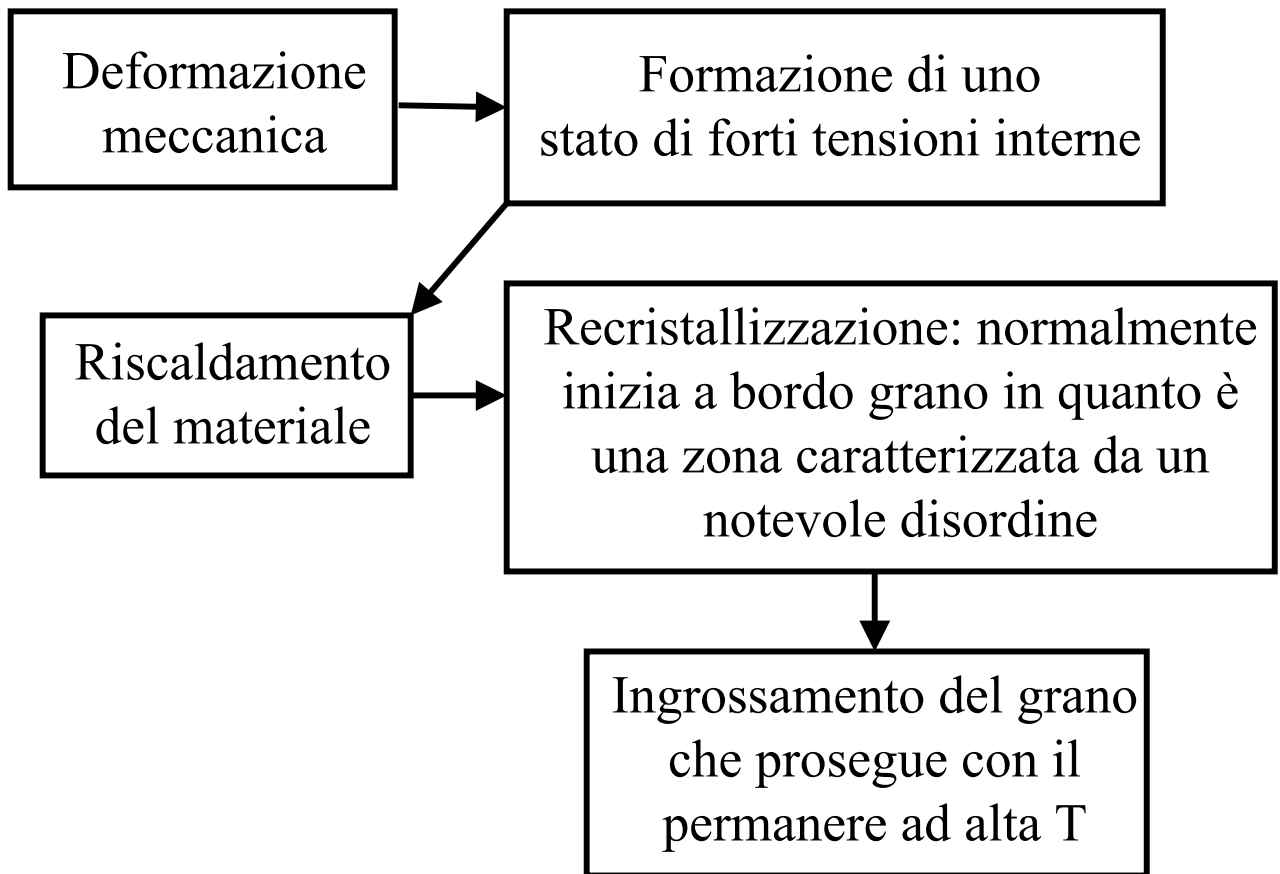
Le dislocazioni, se sollecitate, si moltiplicano !!

## Meccanismo di Frank-Read



# Recristallizzazione ed ingrossamento del grano

Si ha la recristallizzazione quando un pezzo viene riscaldato dopo aver subito una sollecitazione meccanica. Se la temperatura è sufficientemente elevata, dato che i grani di dimensioni maggiori hanno  $\Delta G$  inferiore, si ha una tendenza alla coalescenza (pesce grande mangia pesce piccolo !!!).

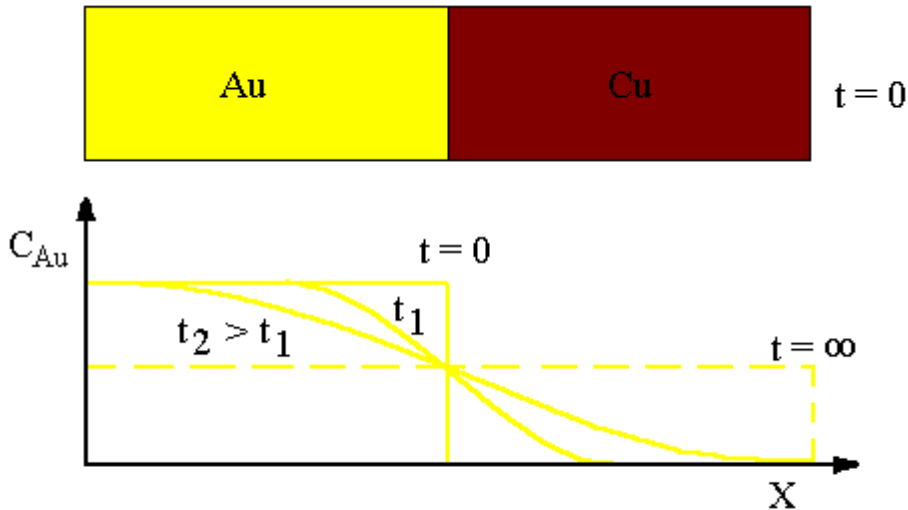


Legge di Hall-Petch

$$R_s = a + b D^{-1/2}$$



# Diffusione



Nel caso particolare ove le specie che diffondono restano in soluzione solida, l'aspetto macroscopico del fenomeno di diffusione è fondamentalmente descritto dalla prima legge di Fick:

$$J_x = -D \frac{\partial c}{\partial x}$$

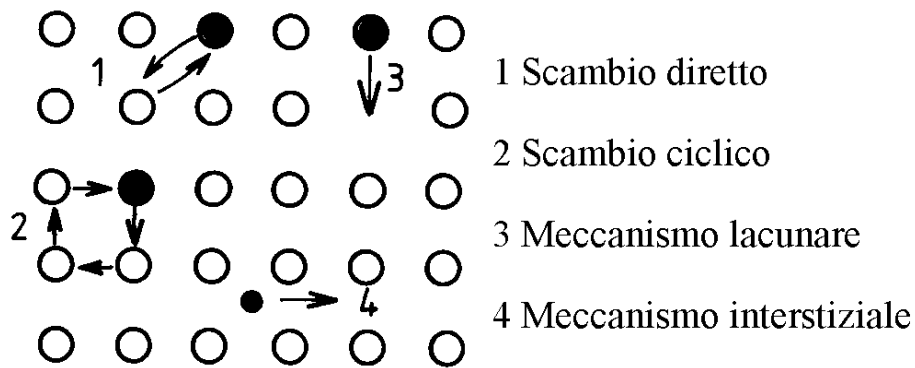
Questa relazione rende conto del fatto che gli atomi diffondono dalle regioni con concentrazione elevata verso regioni con bassa concentrazione

La diffusione è detta **uniforme** oppure **non uniforme**, nel caso in cui il gradiente di concentrazione è indipendente oppure dipendente dal tempo

Considerando sempre  $D$  indipendente dalla composizione, si può dimostrare che (2° legge di Fick):

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

La 2° legge di Fick mostra che la velocità di variazione della composizione è proporzionale al tasso di variazione del gradiente di composizione, piuttosto che al gradiente di composizione stesso



Per poter far sì che gli atomi interstiziali possano cambiare di sito, oppure che gli atomi del reticolo possano scambiare le loro posizioni con le lacune, si deve vincere una barriera di energia potenziale. L'altezza di questa barriera è caratterizzata dall'entalpia di attivazione  $\Delta H_D$ , ed il numero di salti al secondo è descritto dall'equazione di Arrhenius:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{\Delta H_D}{RT}\right)$$

$D_0$  = costante legata alla frequenza di salto.

$R = 8.314 \text{ J mol}^{-1}$ ;  $T$  = temperatura [K]

$\Delta H_D$  = entalpia di attivazione molare in  $\text{J mol}^{-1}$ .

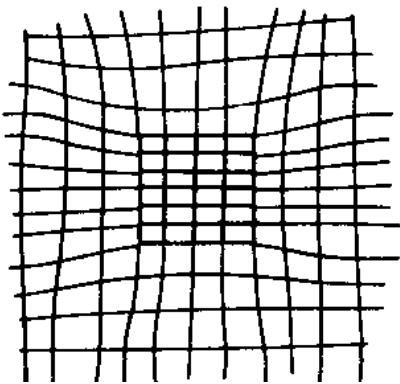
# Meccanismi di rafforzamento

I vari materiali metallici, allo stato industrialmente puro, sono caratterizzati da basse caratteristiche resistenziali. Per migliorarle, si possono utilizzare uno, o più, dei seguenti meccanismi:

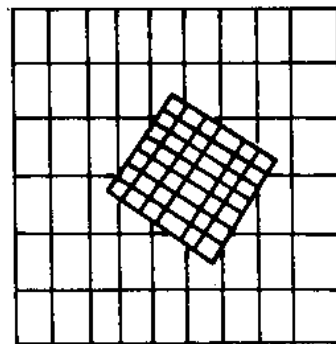
- **INCRUDIMENTO:** Si sottopone il metallo ad una lavorazione plastica a freddo, aumentando in tal modo la densità delle dislocazioni. In tal modo il moto delle dislocazioni incontra un maggiore numero di ostacoli.
- **AFFINAMENTO DEL GRANO** (mediante ricristallizzazione): I bordi grano costituiscono un forte ostacolo al moto delle dislocazioni. Al diminuire della dimensione media dei grani, aumenta la superficie dei bordi grano.
- **ALLIGAZIONE:** Si immette un soluto all'interno del metallo. Gli atomi introdotti deformano il reticolo del solvente, ostacolando il moto delle dislocazioni ( tale meccanismo è efficace per i reticoli CFC, mentre ha una influenza trascurabile per le CCC).

• **PARTICELLE DEFORMABILI:** Si formano dei precipitati coerenti che deformano il reticolo, lasciandosi comunque attraversare dalle dislocazioni. Si immette un elemento caratterizzato da una elevata solubilità solo ad alta temperatura, si raffredda rapidamente in modo da ottenere una soluzione metastabile sovrasatura. Quindi si rinviene la lega, in modo da ottenere la formazione di precipitati coerenti (trattamento termico di tempra di soluzione + invecchiamento, caratteristico delle leghe di Al).

• **PARTICELLE INDEFORMABILI:** Si formano dei precipitati incoerenti che non si lasciano attraversare dalle dislocazioni. Queste, sotto sollecitazione meccanica, sono costrette ad inflettersi tra una particella e l'altra.



Precipitato coerente



Precipitato incoerente

# Sommario delle grandezze meccaniche relative alla prova di trazione

$$\sigma = E \varepsilon$$

$E$  = modulo di Young

$$\varepsilon_{\text{tr}} = \nu \varepsilon_{\text{long}}$$

$\nu$  = coefficiente di Poisson

$$\tau = G \gamma$$

$$G = E/[2(1+\nu)]$$

$$\varepsilon = \lambda \Delta T$$

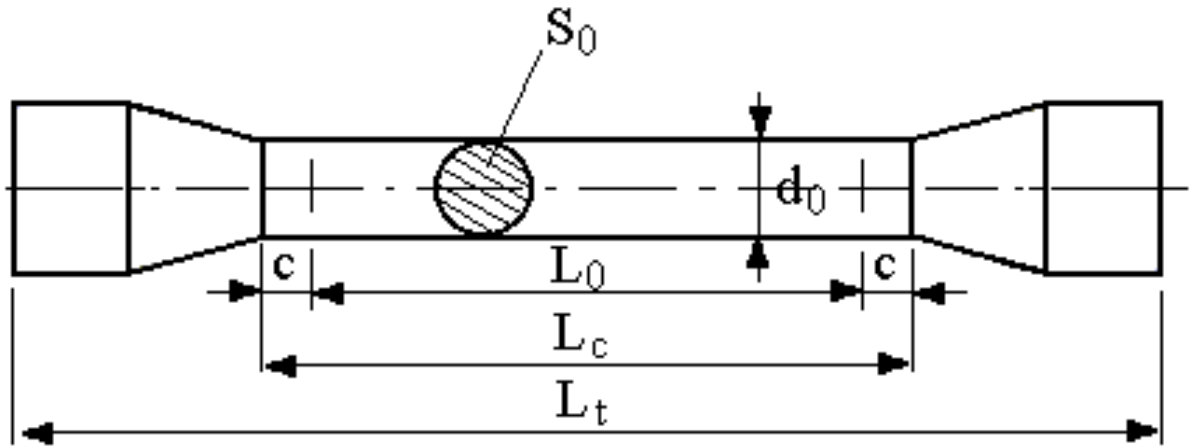
$\lambda$  = costante di dilatazione termica

Metallo	$\lambda$
Acciaio	0.000012
Alluminio	0.000024
Argento	0.000020
Bronzo	0.000018
Invar	0.0000009

Materiale	E[GPa]
Acciaio	200-210
Rame	120
Ottone	100-120
Al - leghe Al	70-80
legno (lungo fibre)	8-12

# Prova di trazione

Si fa riferimento alla normativa UNI EN 10002/1



$$L_0 = 5.65\sqrt{S_0}$$

per provette piatte  $L_0 = 5 d$

Diametro della sezione calibrata  
del provino a sezione circolare

$d$

Spessore della provetta piatta

$a$

Larghezza della provetta piatta

$b$

Lunghezza iniziale fra i riferimenti

$L_0$

Lunghezza parte calibrata

$L_c$

Lunghezza totale

$L_t$

Lunghezza ultima fra i riferimenti

$L_u$

Allungamento percentuale dopo rottura  $100 \frac{L_u - L_0}{L_0}$

$A$

Sezione iniziale parte calibrata

$S_0$

Sezione minima dopo rottura

$S_u$

Coefficiente percentuale di strizione  $100 \frac{S_0 - S_u}{S_0}$

$Z$

$$\Delta L/L_0 t = 0.0025 \div 0.00025 \text{ s}^{-1}$$

$$\Delta \sigma / t < 30 \text{ N/mm}^2 \text{s}$$

Carico di snervamento superiore

Carico di snervamento inferiore

Carico di scostamento dalla proporzionalità

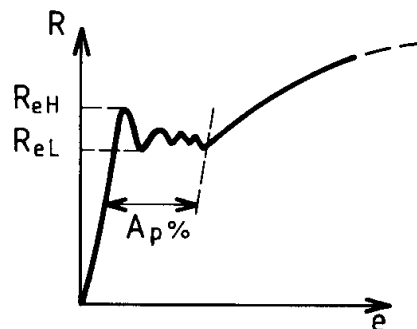
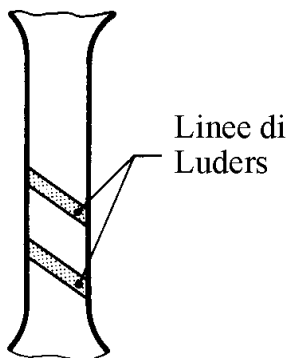
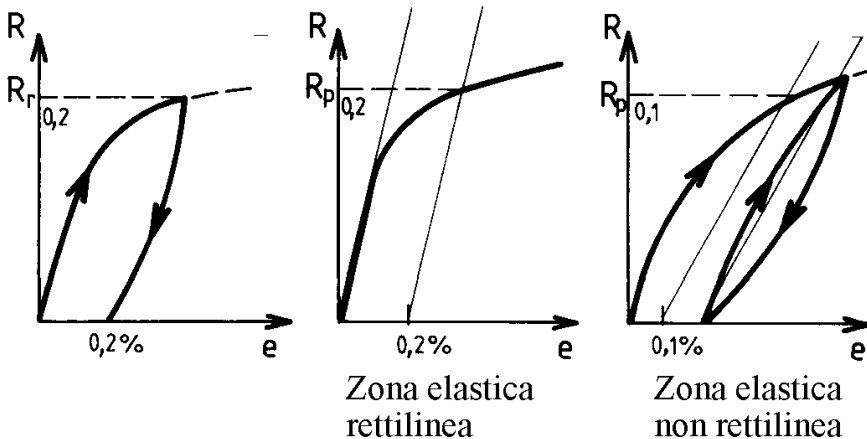
Carico limite di allungamento totale

Carico limite di allungamento permanente

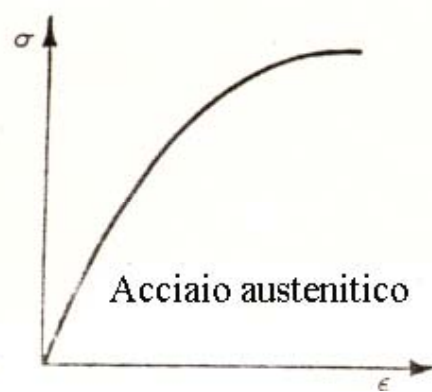
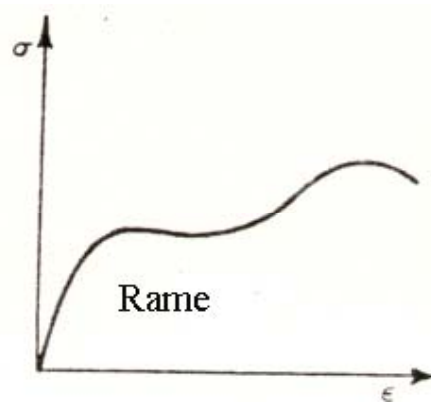
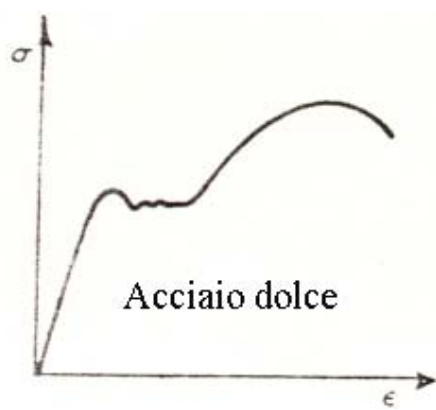
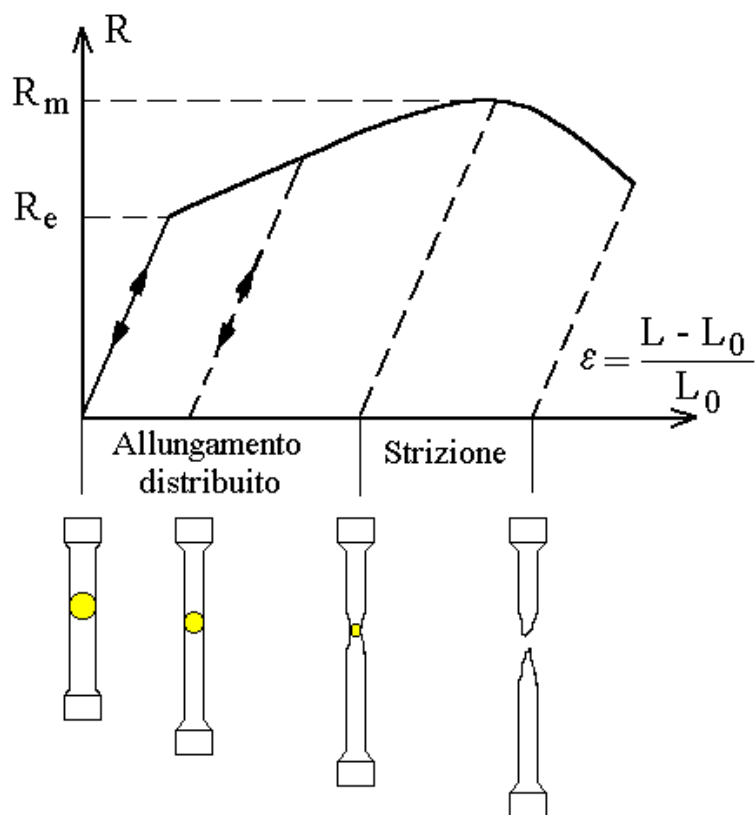
Carico massimo

Carico ultimo

$F_{eH}$   
 $F_{eL}$   
 $F_p$   
 $F_t$   
 $F_r$   
 $F_m$   
 $F_u$







La zona lineare può essere descritta dalla legge di Hooke

$$\sigma = E\varepsilon$$

Dopo lo snervamento si ha l'incrudimento, descrivibile da una correlazione del tipo:

$$\sigma = k \varepsilon^n$$

Materiale	Trattamento	n	k [MPa]
Acc. 0.5% C	Ricotto	0.26	530
Acc.0.6% C	Bonif. 540 °C	0.10	1570
Acc.0.6% C	Bonif. 705 °C	0.19	1230
Rame	Ricotto	0.54	320
Ottone	Ricotto	0.49	900

# Trasformazione della curva ingegneristica nella curva reale

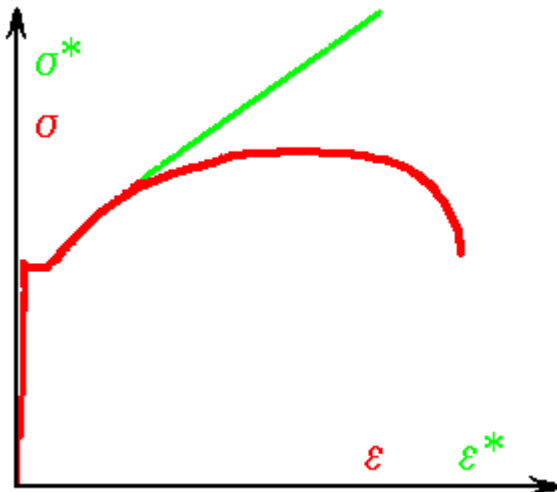
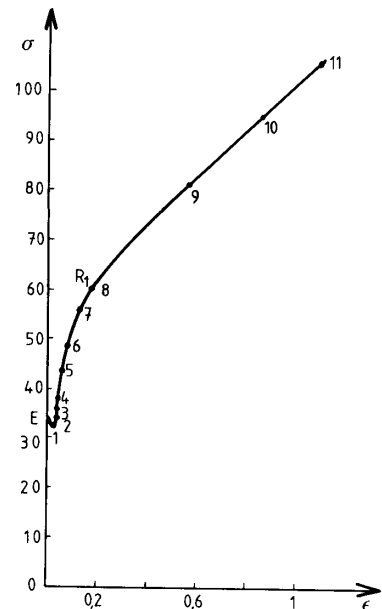
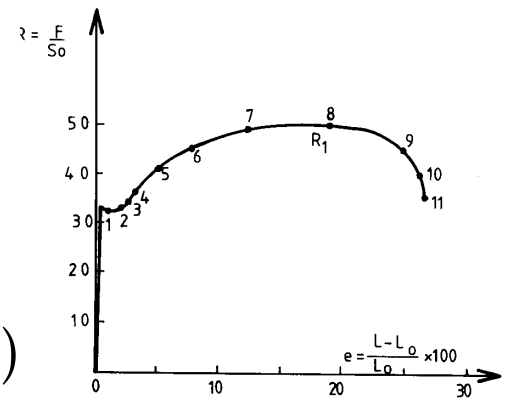
Deformazione ingegneristica  $\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{1}{L_0} \int_{L_0}^L dL$

Deformazione reale  $\varepsilon^* = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right)$

$$\varepsilon = \frac{L}{L_0} - 1 \rightarrow \varepsilon + 1 = \frac{L}{L_0} \rightarrow \varepsilon^* = \ln(1 + \varepsilon)$$

$$A_0 L_0 = A L \rightarrow \frac{L}{L_0} = \frac{A_0}{A}$$

$$\sigma^* = \frac{F}{A} = \frac{F}{A_0} \frac{A_0}{A} = \sigma \frac{L}{L_0} = \sigma (1 + \varepsilon)$$



Materiale	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>el</sub> [MPa]	A%	E [MPa]
C14	340-440	235	28	206000
14CrMo3	440-570	294	22	206000
28CrMo125	740-880	560	14	=
14CrMo910	470-630	>255	19	206000
G20Mo5	440	245	20	=
Ghisa grigia non legata	=	294	1	=
Ghisa nodul. ferr.	461	304	17	
CuNi20Fe	361	127	39	90000
Inconel X	1140	628	=	=
Al-Cu-Mg	422	275	22	41000

# Prova di durezza

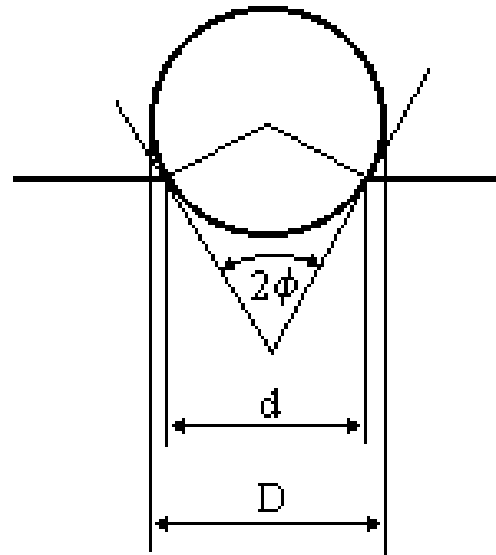
Nel campo dei metalli si definisce come durezza la resistenza che il metallo preso in considerazione oppone all'azione di un penetratore cui sia applicato un carico statico.

Il penetratore normalmente deve agire su una superficie liscia e piana, esente da ossidi ed impurezze superficiali.

# Prova Brinell (UNI 560-75)

La prova consiste nel far penetrare nel pezzo in esame una sfera di acciaio molto duro di diametro "D" mediante applicazione di un carico "F", e nel misurare il diametro "d" dell'impronta lasciata dal penetratore sulla superficie del pezzo, dopo avere tolto il penetratore.

$$HB = \frac{0.102 \bullet 2 \bullet F}{\pi D \left[ D - \sqrt{D^2 - d^2} \right]}$$



I valori normali di F e di D sono

F = 29400 N (=3000 kgf)

D = 10 mm

$R_m = h HB$

h = 1/3 per acciai da costruzione

Nel caso della prova Brinell, è essenziale considerare il problema della “similitudine geometrica”:

$$2\phi = \text{costante}$$

Questa condizione è difficile da raggiungere, quindi ci si accontenta di ottenere un rapporto  $d/D$  compreso fra due estremi pari a:

$$0.25 < d/D < 0.5$$

Questo coincide con l'accettare prove effettuate con:

$$120^\circ < 2\phi < 151^\circ$$

La procedura è la seguente:

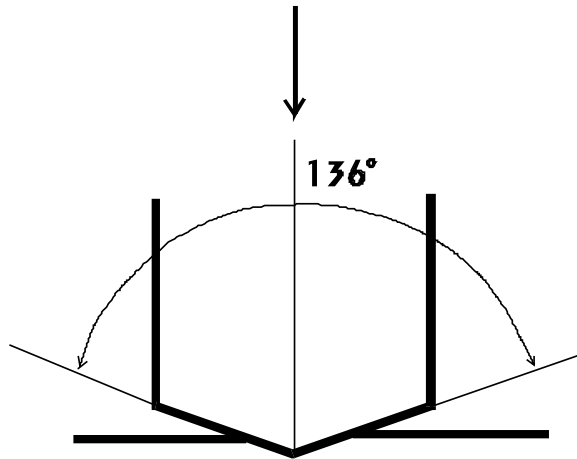
- Si sceglie una coppia  $F, D$  in modo da ottenere un rapporto  $F/D^2$  pari ad uno dei seguenti valori: 30, 20, 10, 5, 2.5, 1.25, 0.5
- Si effettua la prova, ottenendo  $d$ .
- Si calcola  $d/D$ . Se il valore ottenuto è contenuto nell'intervallo, la prova è valida.

Se il valore è più levato, vuol dire che il materiale non è molto duro e va quindi scelto un rapporto  $F/D^2$  più piccolo.

Se il valore è più basso, il materiale è troppo duro, e va quindi scelto un valore  $F/D^2$  più alto.

# Prova Vickers (UNI 1955-75)

Il penetratore è costituito da una piramide retta, a base quadrata, di diamante, con l'angolo al vertice (angolo fra due facce opposte) di  $136^\circ$ .



La prova si svolge applicando un carico di 294 N (= 30 kgf) per 10-15 s. Possono essere anche usati carichi diversi, ma sempre compresi nell'intervallo 49-980 N (= 5-100 kgf)

La durezza Vickers è data dalla formula:

$$HV = 0.189 F/d^2$$



# Prova Rockwell (UNI 562-75)

Possono essere definite due diverse scale B e C a seconda che il penetratore sia una sfera di acciaio temprato e levigato (scala B) o sia un cono di diamante a base circolare con punta arrotondata ed angolo al vertice di  $120^\circ$  (scala C).

La prova si svolge nel seguente modo:

- Viene applicato un precarico iniziale  $F_0 = 98 \text{ N}$
- si azzerava l'indicatore di profondità;
- si applica un secondo carico  $F_1$  pari a  $980 \text{ N}$  nel caso della scala B, pari a  $1470 \text{ N}$  nel caso della scala C;
- dopo  $30 \text{ s}$  il carico  $F_1$  viene tolto, lasciando il carico  $F_0$  applicato sul penetratore, immerso nel pezzo per un certo tratto "e" (l'unità di misura adottata per "e" è  $0.002 \text{ mm}$ );
- la durezza Rockwell (HRB oppure HRC) è data dalla differenza fra 100 ed il valore dell'accrescimento rimanente "e" della profondità dell'impronta

Durezza Brinell  
Acciai per molle  
(allo stato di ricottura di lavorabilità)

C45	200
C60	230
C70	250
C75	265
C90	270
50Si7	250
50CrV4	250

Durezza Brinell  
Leghe di Rame

P-CuAl5	80-115
P-CuAl8	90-120
G-CuZn40	70
G-CuZn36Si1Pb1	110

## Ghise malleabili

GMB35	125-200
GMB45	150-210
GMB55	190-240
GMB65	210-250

GMN35	110-150
GMN45	250-210
GMN55	190-240
GMN65	210-250

## Durezza acciai legati inossidabili

Acciaio	HB	HRB
X12Cr13 (Ricotto)	220	97
X6CrAl13 (Recrist.)	192	90
X2CrNiMo1712	202	94

## Durezze ottenibili

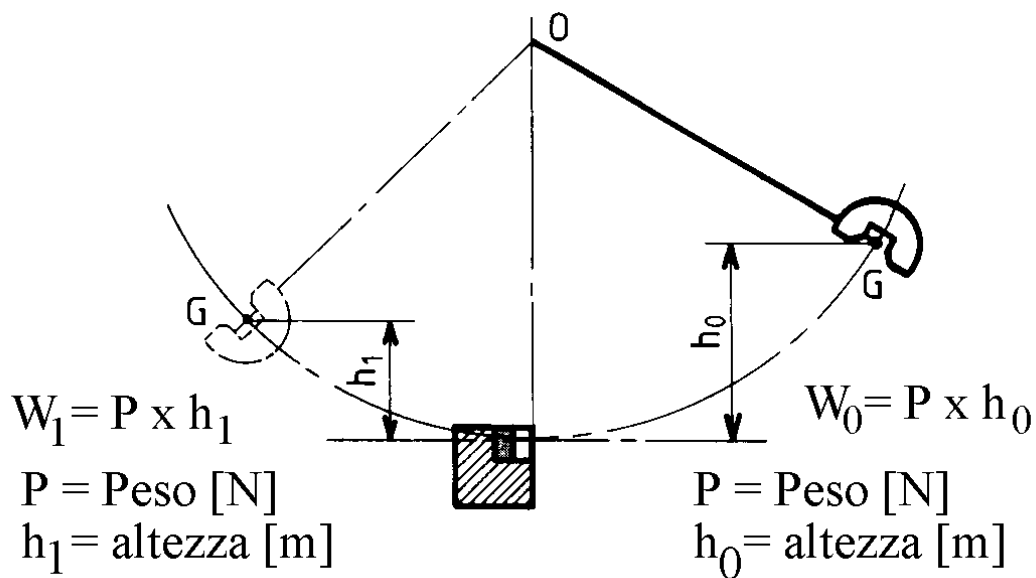
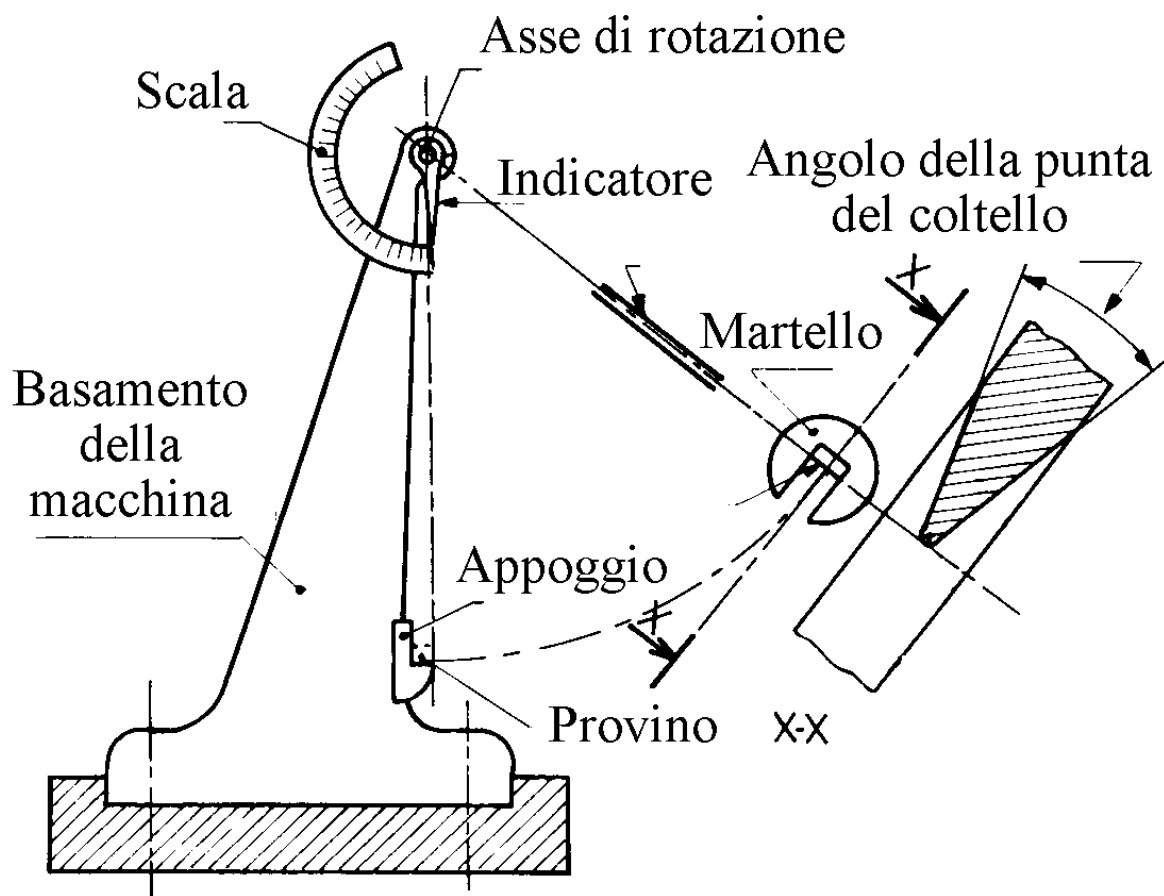
Cementazione	700 HV
Nitrurazione	1200 HV
Berilliatura	2000HV

# Prova di resilienza

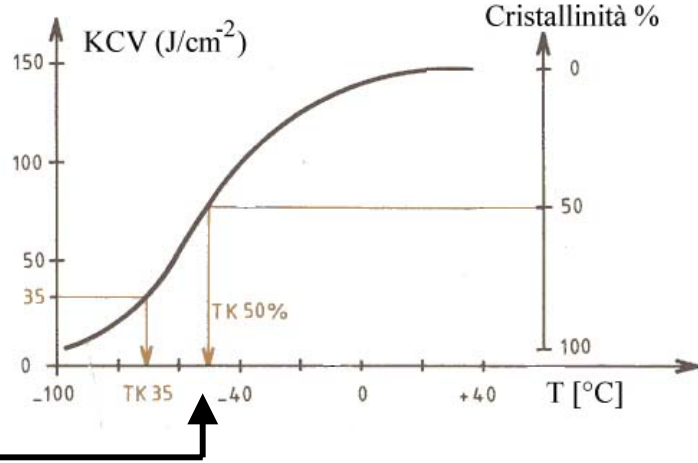
Le rotture possono avvenire per carichi inferiori al limite elastico. Ciò avviene in condizioni particolari, in corrispondenza delle quali il metallo mostra un comportamento fragile. I fattori principali sono:

- La triassialità degli sforzi.
- L'abbassamento della temperatura.
- L'aumento della velocità di deformazione.
- L'aumento delle dimensioni del pezzo.

La prova Charpy consiste nel rompere con un colpo di pendolo un provino intagliato. Tale provino viene colpito al centro, dopo essere stato opportunamente posizionato su due appoggi. Dal risultato della prova si ottiene l'energia  $W$  assorbita durante il colpo del maglio. La resilienza è pari all'energia assorbita per unità di superficie (espressa in  $\text{J}/\text{cm}^2$ ).



Temperatura di  
transizione  $T_t$

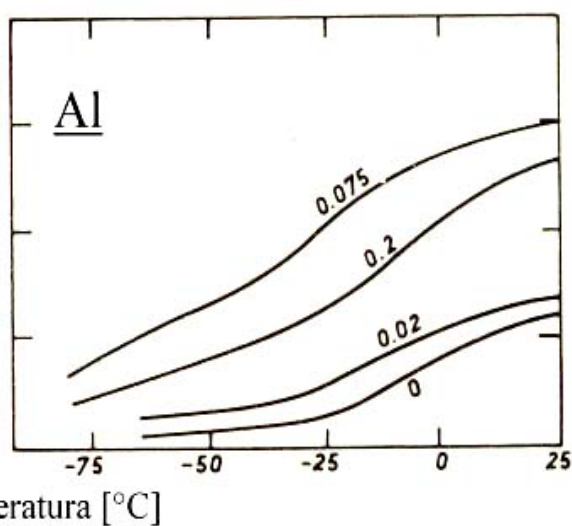
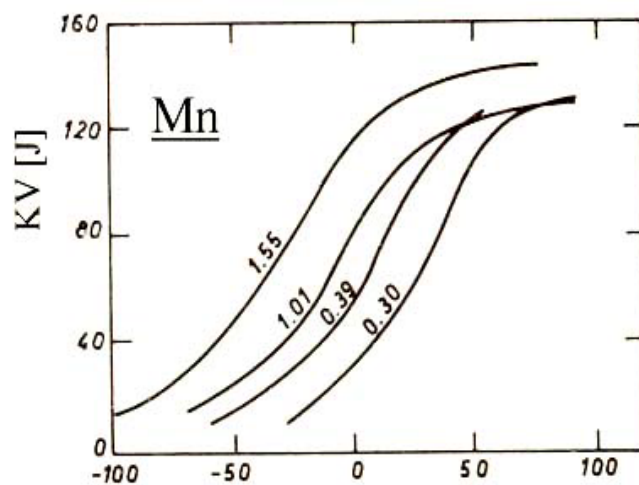
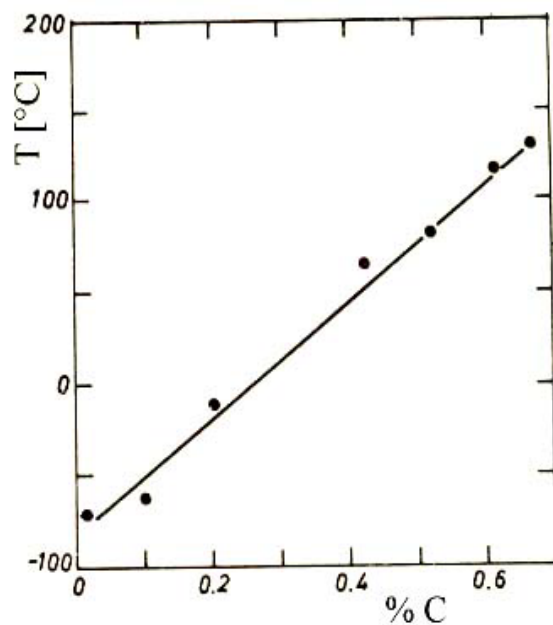
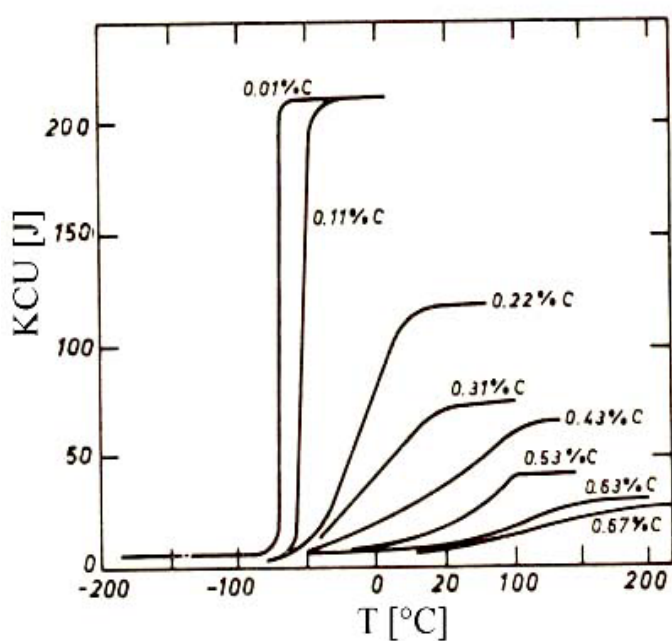


La resilienza può diminuire per diverse ragioni:

- Progettazione errata:
  - errata valutazione delle reali sollecitazioni
  - eccessive concentrazioni degli sforzi (intagli, diminuzioni improvvise di sezione)
  - acciaio con  $T_t$  troppo elevata
  - saldature troppo numerose o con ubicazione infelice
  - eccessiva rigidezza
- Processo di fabbricazione (al crescere del tenore di  $O_2$  aumenta la  $T_t$ )
- Lavorazione a caldo: al crescere della T di fine lavorazione aumenta la  $T_t$
- Trattamento termico: Fragilità al rinvenimento, tipica degli acciai al Cr. Aumenta con la presenza di N, P, Mg, Sn, V e viene fortemente ridotta dal Mo

# Influenza elementi di lega sulla fragilità degli acciai

- **C**: aumenta R, diminuisce duttilità, aumenta  $T_t$
- **Mn**: per tenori  $<1.5\%$  si ha diminuzione  $T_t$ . Se il rapporto Mn/C cresce si ha diminuzione della  $T_t$
- **Al**: aggiunto per disossidare il bagno, fa diminuire la dimensione del grano. Al di sopra del  $0.1\%$  residuo l'effetto diviene negativo
- **Ni**:  $T_t$  diminuisce fortemente. Al di sopra del  $13\%$  la transizione scompare
- **S**: fino allo  $0.04\%$  non influisce
- **P**: si ha un aumento della  $T_t$  di  $7-8^\circ\text{C}$  ogni  $0.01\%$  di aggiunta
- **Si**: fino al  $0.15-0.3\%$  fa diminuire la  $T_t$
- **Cr**: fino allo  $0.9\%$  non ha influenza. Aumenta fortemente la suscettibilità al fenomeno della fragilità al rinvenimento.
- **Mo**: fa diminuire la  $T_t$





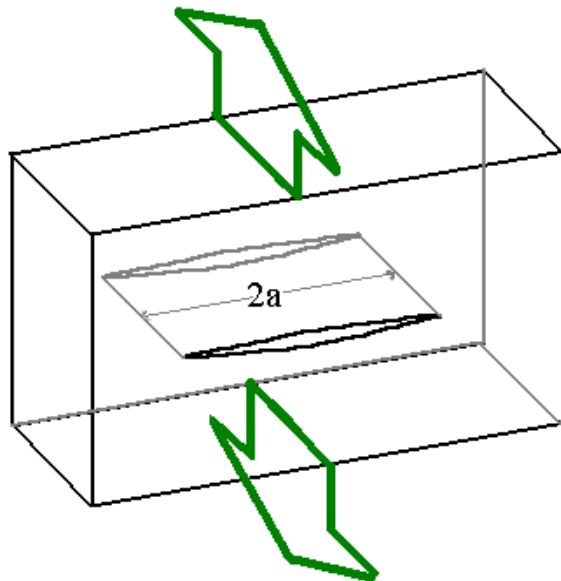
# Principi di Meccanica della Frattura

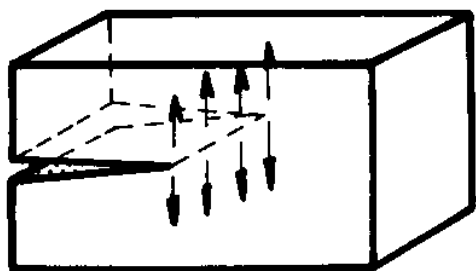
Le strutture sono normalmente progettate in modo che le sollecitazioni esterne non superino in alcun punto il limite di elasticità del metallo. Una specifica di progetto di questo tipo mette la struttura al riparo da una rottura classica di tipo duttile. Tuttavia altre modalità di rottura sono spesso osservate (fragile oppure semi-fragile). Questo evento può avere luogo in circostanze diverse da quelle usuali, quali, ad esempio:

- basse temperature;
- elevate velocità di applicazione del carico;
- difetti preesistenti oppure generatesi durante il servizio

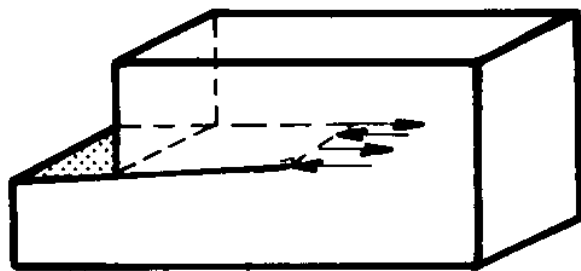
Se si considera una piastra infinita di un materiale perfettamente elastico nella quale sia presente una fessura passante di lunghezza  $2a$  e di spessore trascurabile, lo sforzo normale  $\sigma_n$ , in prossimità dell'apice della cricca, ortogonale al piano della fessura stessa, è legato alla geometria della cricca attraverso un parametro  $K_I$  detto il **fattore di intensità delle tensioni** (modo I). Tale intensificazione delle tensioni è dovuta proprio alla presenza contemporanea di sollecitazioni esterne e di una discontinuità della matrice metallica.

$$K_I = \alpha \sigma \sqrt{\pi a}$$

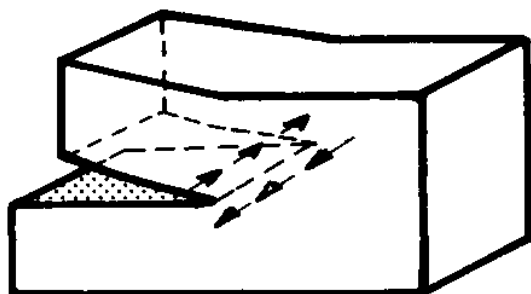




Modo I



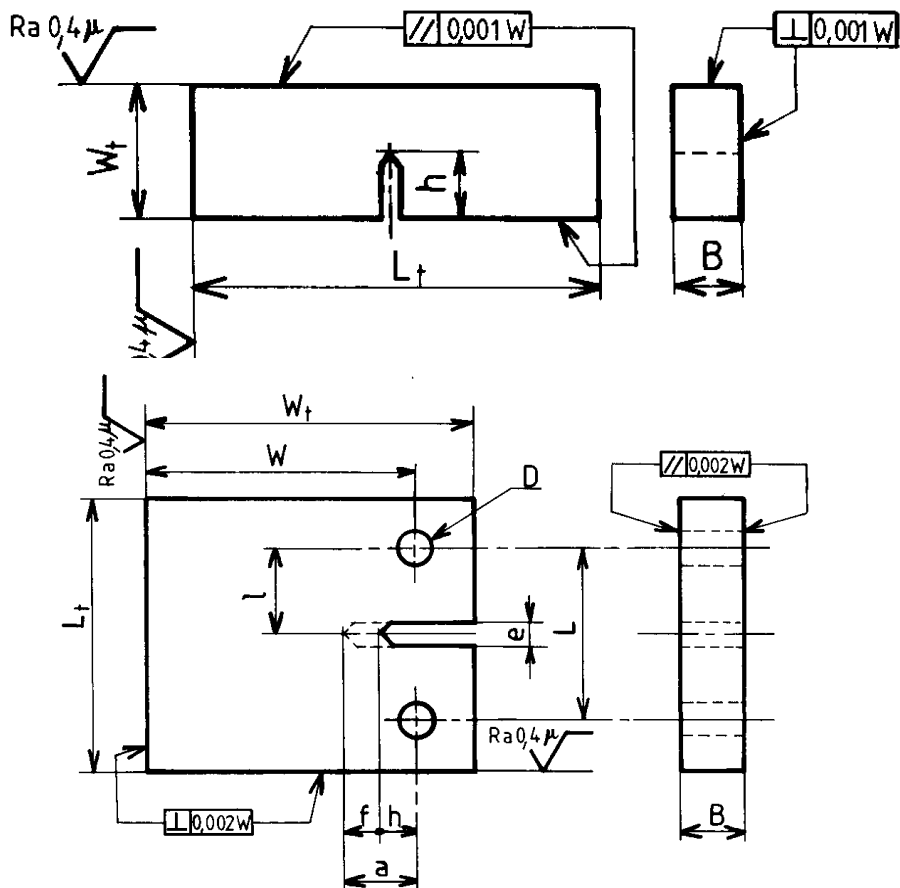
Modo II



Modo III

# Determinazione $K_{IC}$ (ASTM E399)

La metodologia è basata su prove di trazione o di flessione su tre punti effettuate su provette intagliate e precriccate a fatica. Durante queste prove di trazione o di flessione si registra la curva carico-apertura dell'apice dell'intaglio (Load-COD, ove per COD si intende Crack Opening Displacement) e si determina il carico che corrisponde ad una propagazione della cricca del 2%.

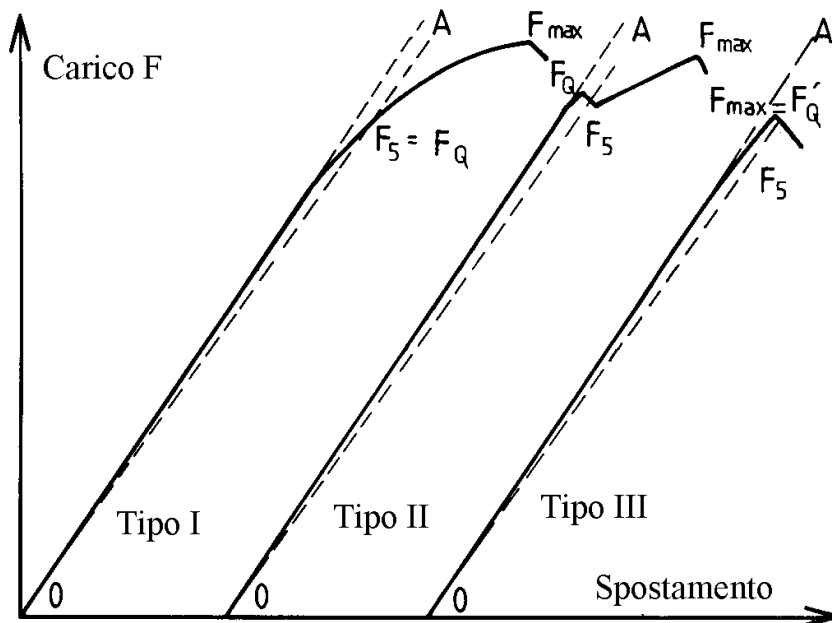


. Le condizioni che devono essere prese in considerazione affinché il risultato sia valido sono:

- La zona plastica all'apice della cricca deve essere trascurabile rispetto alle dimensioni del provino, in modo che il comportamento sia il più possibile elastico.
- Le dimensioni del provino devono essere sufficienti da assicurare per la prova delle piene condizioni di deformazione piana.

$$a, B \geq 2.5 \left( \frac{K_{IC}}{R_e} \right)^2$$

$$K_Q = \frac{F_Q}{10 \sqrt{10} B W^{0.5}} f\left( \frac{a}{W} \right)$$



# Rottura per fatica

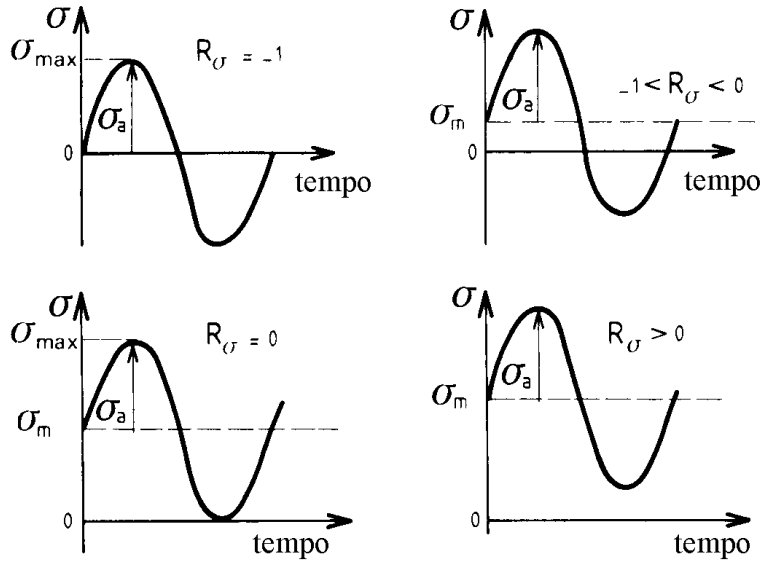
Difetti ed anomalie nei metalli:

- Vacanze reticolari
- Dislocazioni
- Struttura policristallina
- Inclusioni non metalliche
- Porosità
- Segregazioni
- Tensioni residue

Le condizioni della superficie influenzano la resistenza a fatica

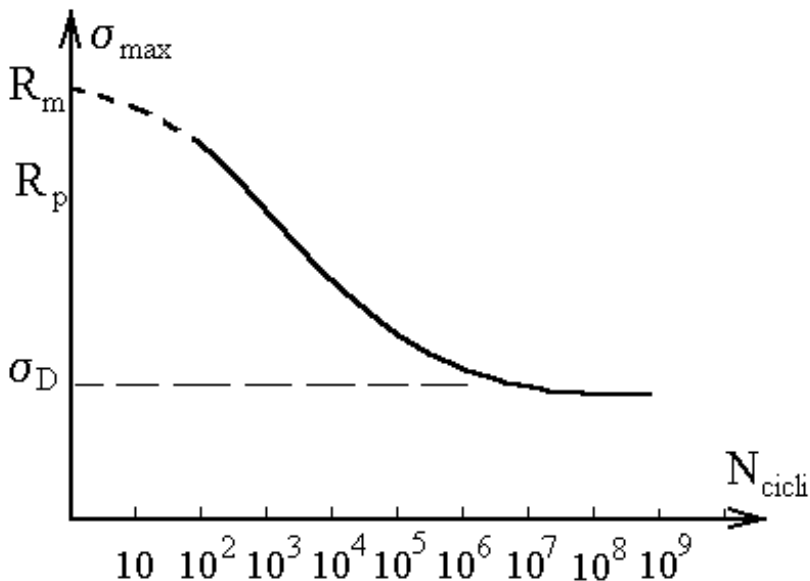
L'ambiente influenza la resistenza a fatica

## • Diagrammi di Wöhler

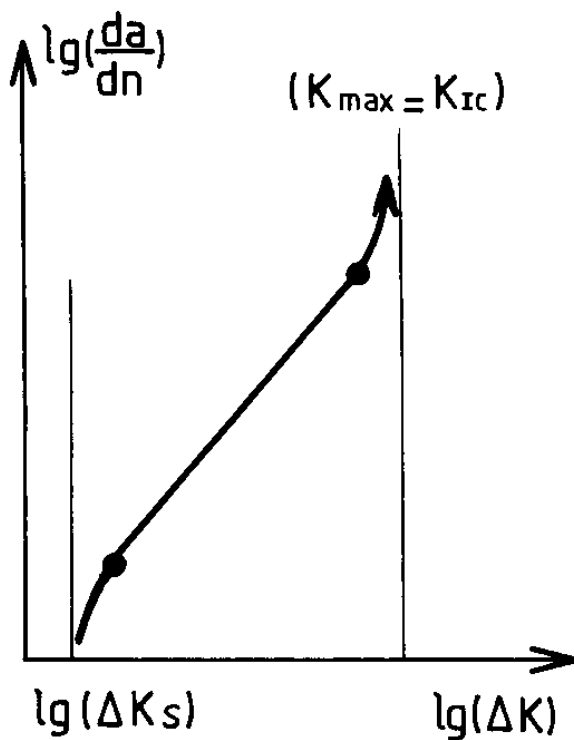
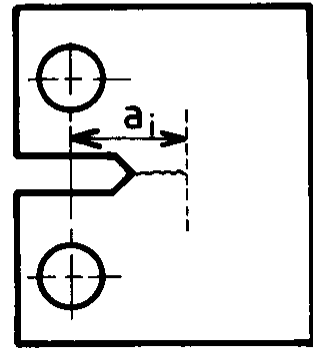
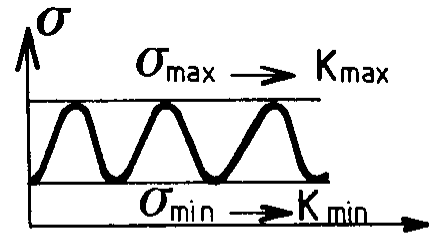


Si possono distinguere tre zone diverse:

- Zona della fatica plastica oligociclica ( $N^n \Delta \epsilon_p = \text{cost}$ )
- Zona di vita a fatica limitata ( $N (\sigma - \sigma_D)^n = \text{cost}$ )
- Zona di vita a fatica illimitata



# Meccanica della frattura e fenomeni di fatica (ASTM E647)



$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m$$



Possibilità di riduzione della frequenza di rottura per fatica:

- Ottimizzare disegno del pezzo
- Scelta del metallo e del ciclo di lavorazione
- Controlli di accettazione dei semilavorati e dei pezzi finiti
- Controlli in esercizio

Per migliorare il comportamento a fatica si può:

- Migliorare la finitura della superficie
- Incrudire superficialmente
- Indurire superficialmente
- Effettuare cicli di “allenamento”
- Proteggere contro attacchi corrosivi

# Scorrimento viscoso

E' un fenomeno di deformazione continuamente crescente nel tempo, con il carico che resta costante nel tempo. I meccanismi principali sono legati ai processi di incrudimento e di ricristallizzazione:

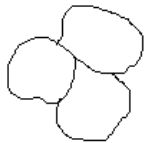
- Slittamento piani cristallografici (movimento dislocazioni)
- Formazione sottograni
- Scorrimento del bordo dei grani



crescente

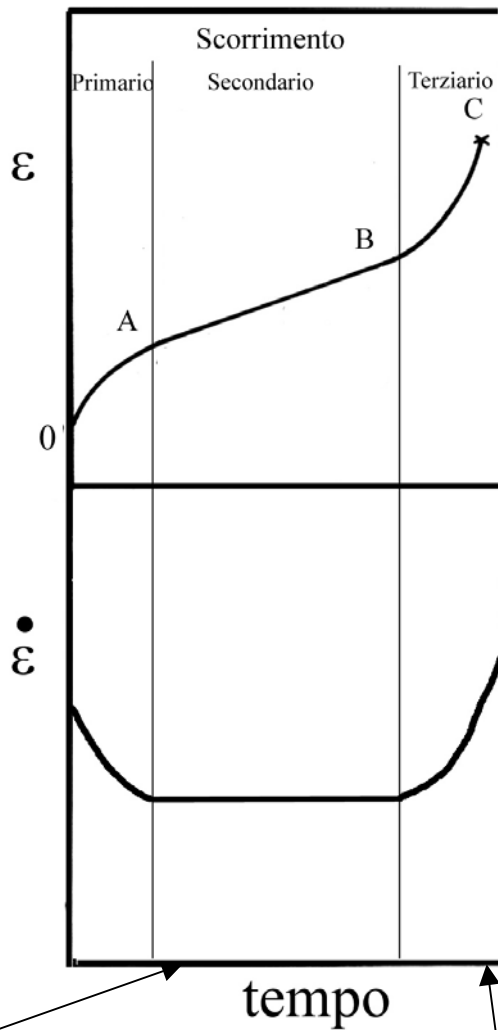
Temperatura

Struttura migliore



Si definisce temperatura omologa di un metallo  $T_o$  il rapporto fra la temperatura a cui si trova il metallo e la sua temperatura di fusione, entrambe espresse in K.

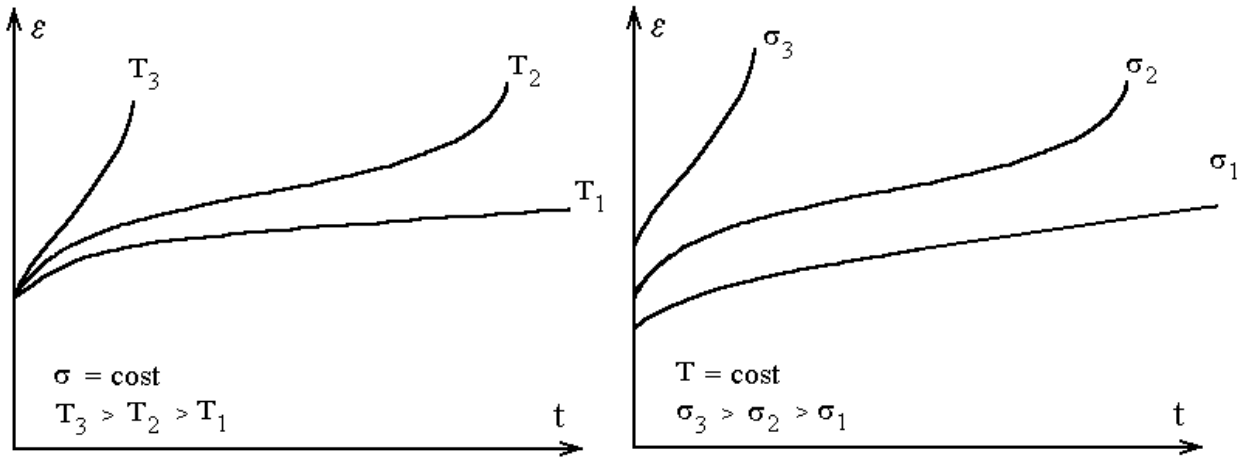
Lo scorrimento viscoso inizia ad attivarsi per  $T_o$  superiori a  $0.4 \div 0.5$



$T = \text{costante}$   
 $\sigma = \text{costante}$

Equilibrio dei processi  
 di incrudimento e di  
 ricristallizzazione

Formazione microfessure  
 per deformazione localizzata  
 ai bordi grano



Tutti gli ostacoli alla restaurazione favoriscono la tenuta allo scorrimento viscoso:

- struttura cristallina compatta (EC oppure CFC);
- presenza di precipitati stabili termicamente;
- dato che la rottura avviene essenzialmente per decoesione intergranulare, la presenza dei bordi grano è negativa; da questa considerazione ha origine lo sviluppo di metalli a solidificazione orientata o monocristallini.

# Usura

E' dovuta alla interazione fra superfici in contatto ed in moto relativo.

Consiste in una progressiva asportazione di metallo dalla superficie.

Si possono distinguere:

- Usura adesiva: si hanno delle locali saldature in corrispondenza delle asperità superficiali, e può essere distinta in usura leggera (il ponte che si forma ha una resistenza inferiore dei due metalli base) oppure forte (il ponte ha una resistenza superiore).
- Usura abrasiva: si ha quando si ha l'interposizione fra le superfici a contatto di particelle estranee dure.
- Usura corrosiva
- Usura erosiva
- Usura per fatica

# Controlli non distruttivi

- Controlli radiografici
- Controlli gammagrafici
- Controlli con ultrasuoni
- Controlli magnetoscopici
- Controlli con correnti indotte
- Controlli con liquidi penetranti

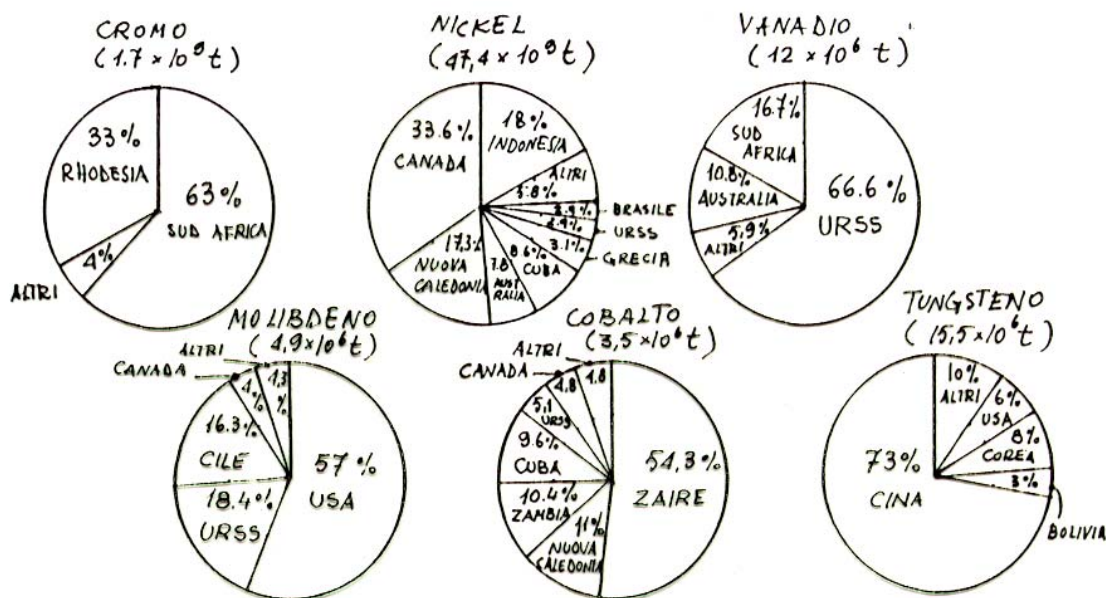
# METALLURGIA ESTRATTIVA

La metallurgia estrattiva si occupa dei processi di “estrazione” del metallo dalla materia prima a disposizione; nella maggior parte dei casi le reazioni coinvolte sono di riduzione della forma ossidata disponibile in natura.

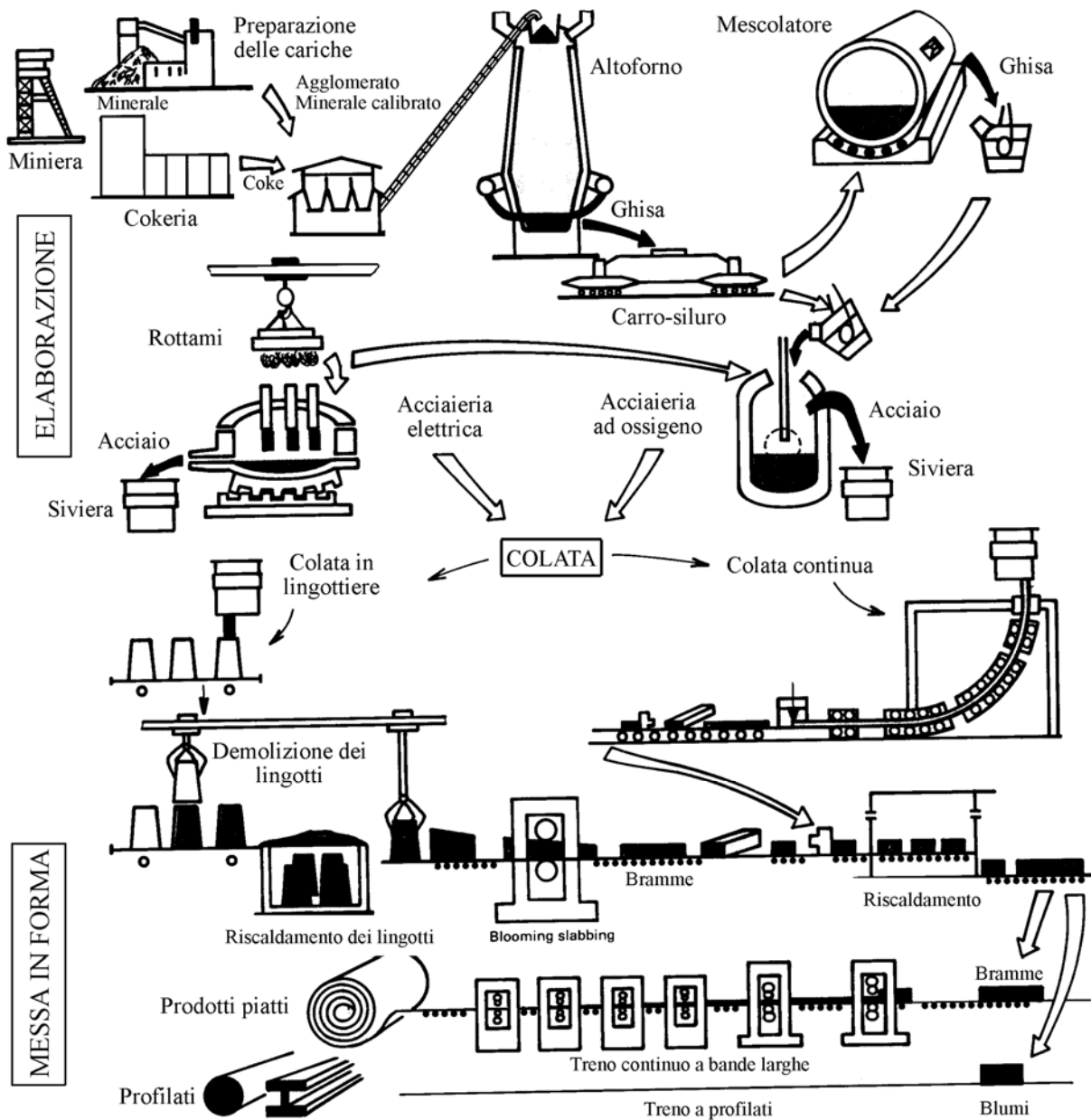
Consumi energetici (kcal/g) per la produzione di metalli

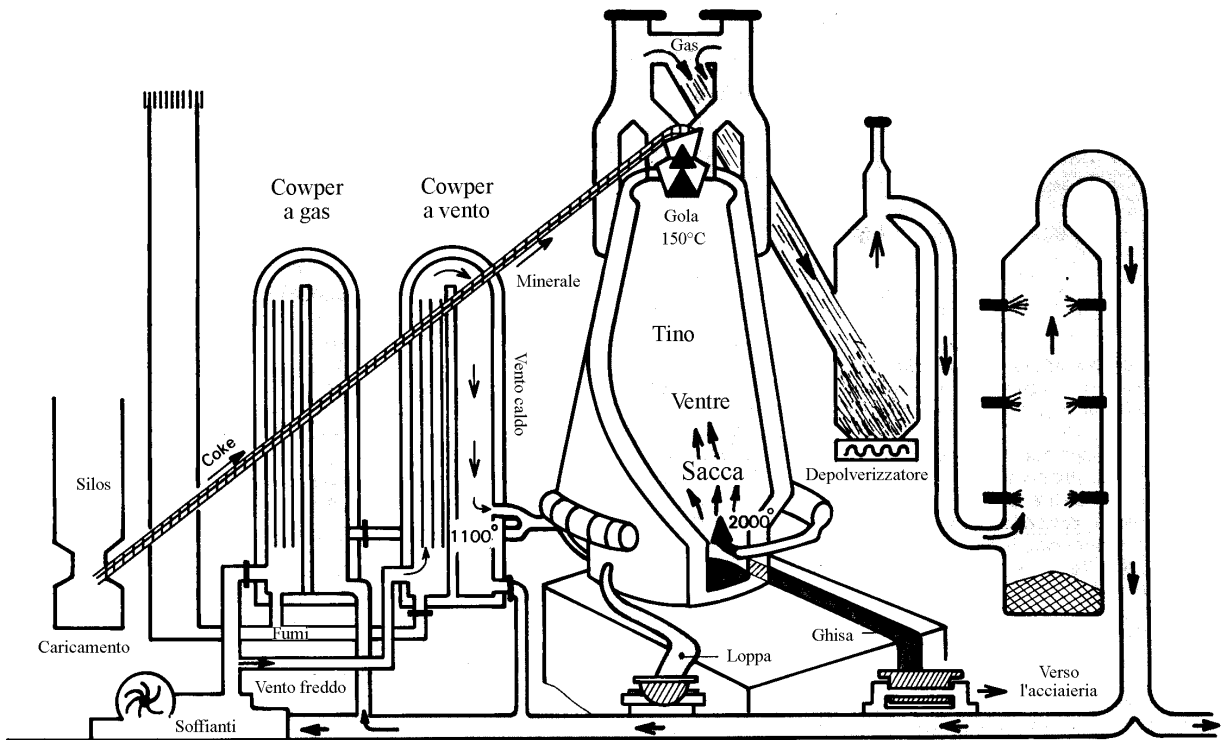
Metallo	da minerale	da rottame
Alluminio	44,2	1,7
Rame	11,6	1,5
Ferro	3,7	1,4
Magnesio	78,1	1,6
Titanio	108,5	45,1

# Risorse di lega di alcuni elementi di lega dell'acciaio









Produttività: 4000-8000 t/giorno

Minerale  
Agglomerato  
Pellets  
Calcare

Coke

Gas  
Polverino

Il materiale si riscalda fino a  
circa 400°C e si deumidifica

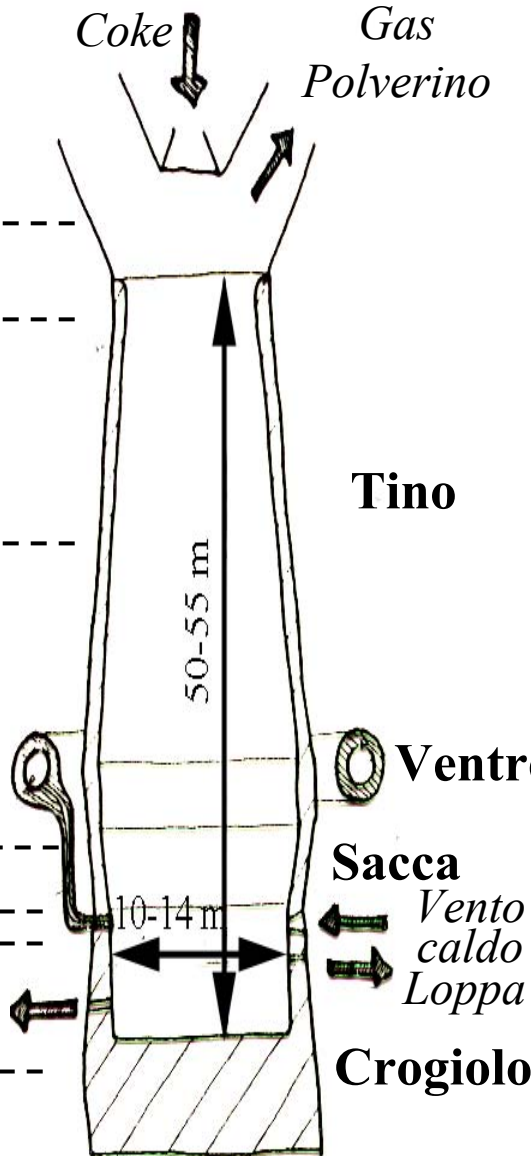
Il materiale si riscalda fino a 800°C. In questa  
zona predomina la riduzione indiretta e si ha la  
deposizione di carbonio piroforico per la  
reazione  $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$

$T_{\text{max}} = 1350^\circ\text{C}$ ; Si ha la riduzione diretta (per  
 $T > 900^\circ\text{C}$ ). Si ha la riduzione di ossidi superiori  
di Mn secondo reazioni endotermiche e la  
dissociazione endotermica del  $\text{CaCO}_3$ . Inizia la  
carburazione del Fe e la formazione della scoria.

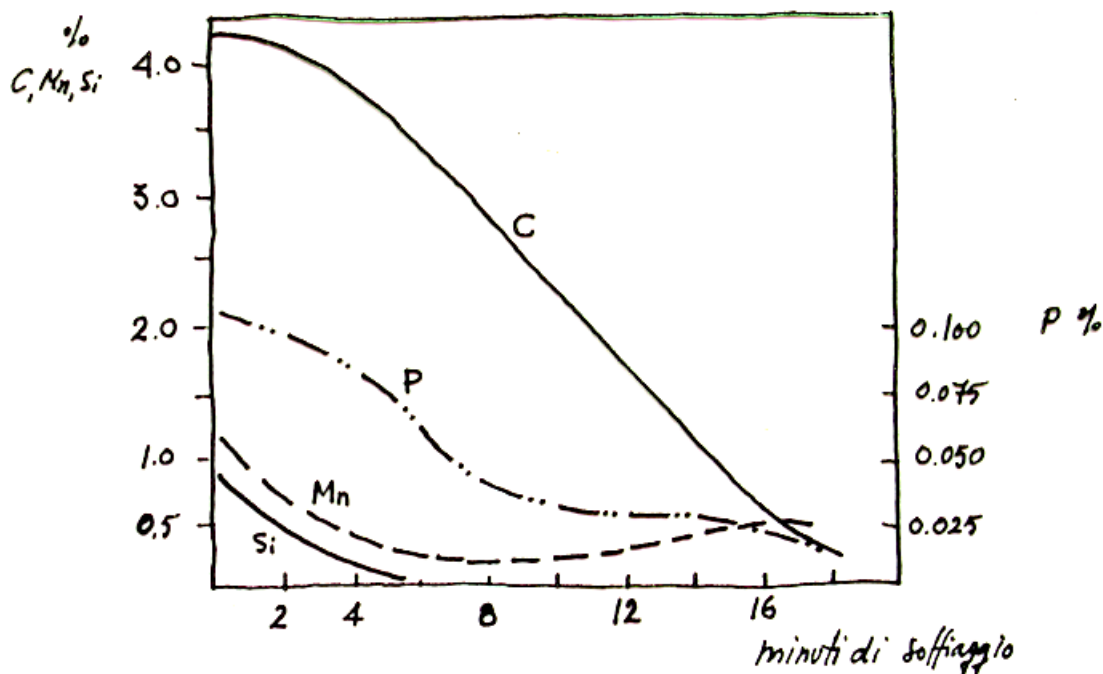
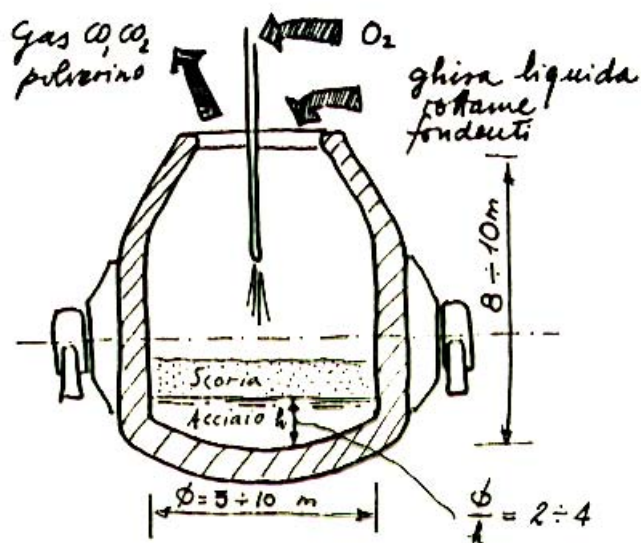
$1350 \leq T [^\circ\text{C}] \leq 1600$ . Si ha la fusione generale  
dei materiali (eccetto il coke). Si ha la completa  
carburazione della spugna di Fe e la riduzione  
di Mn, Si, P, S, con formazione della loppa  
finale.

Combustione del C con  $\text{O}_2$ . Si raggiungono i  
2000°C.

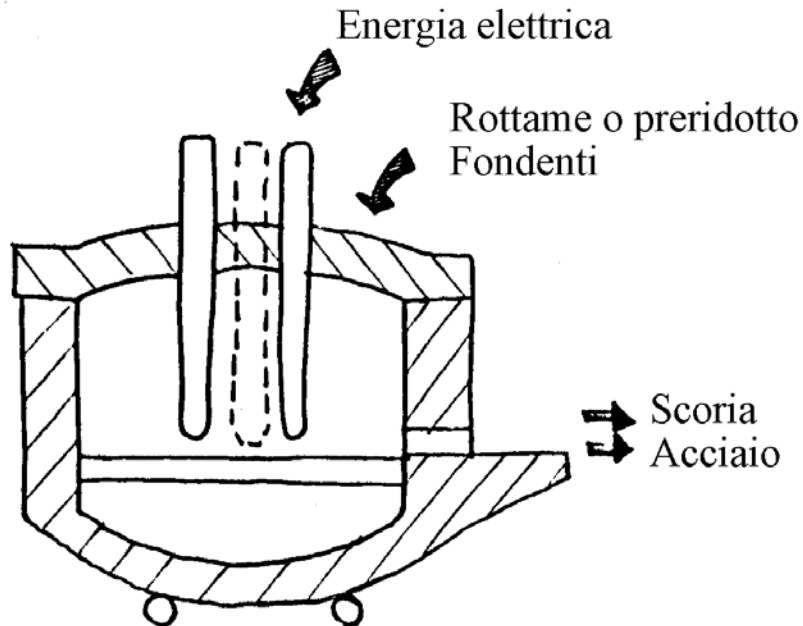
Si ha la separazione per decantazione della  
loppa dalla ghisa e lo di alcune reazioni  
endotermiche ( $T < 1600^\circ\text{C}$ )



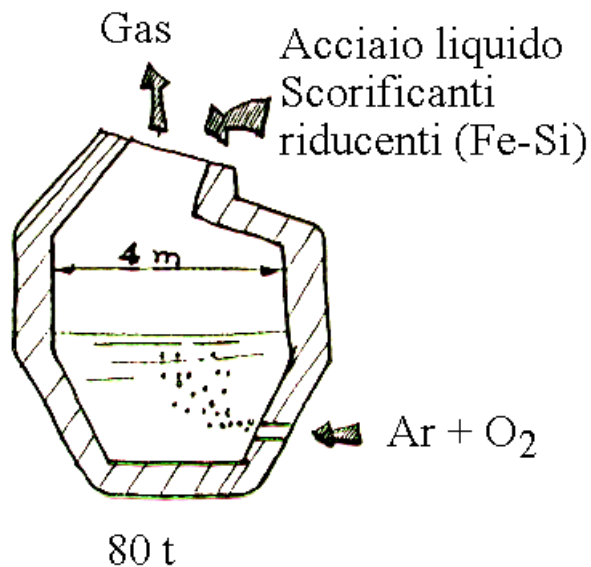
# Convertitore LD



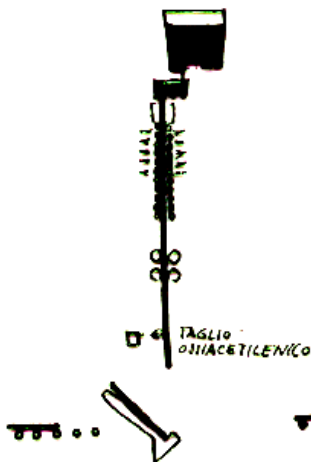
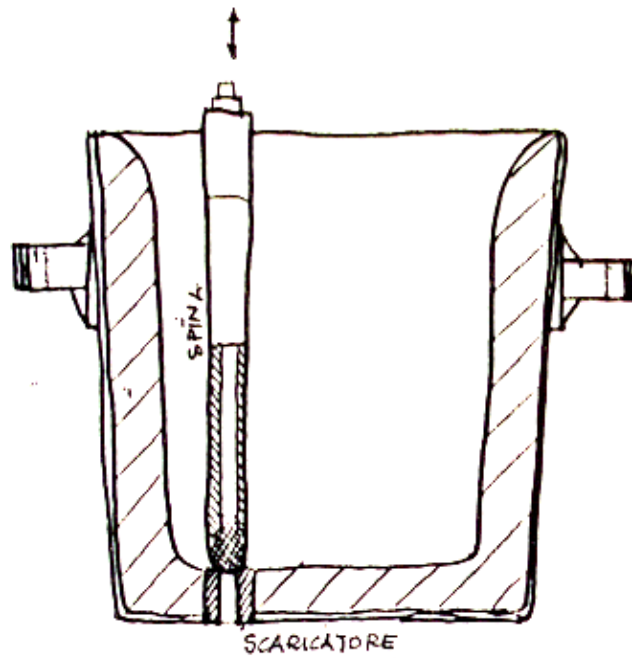
# Forno elettrico



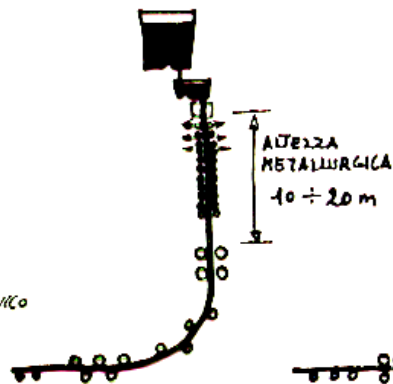
## AOD



# Siviera



Colata continua  
verticale

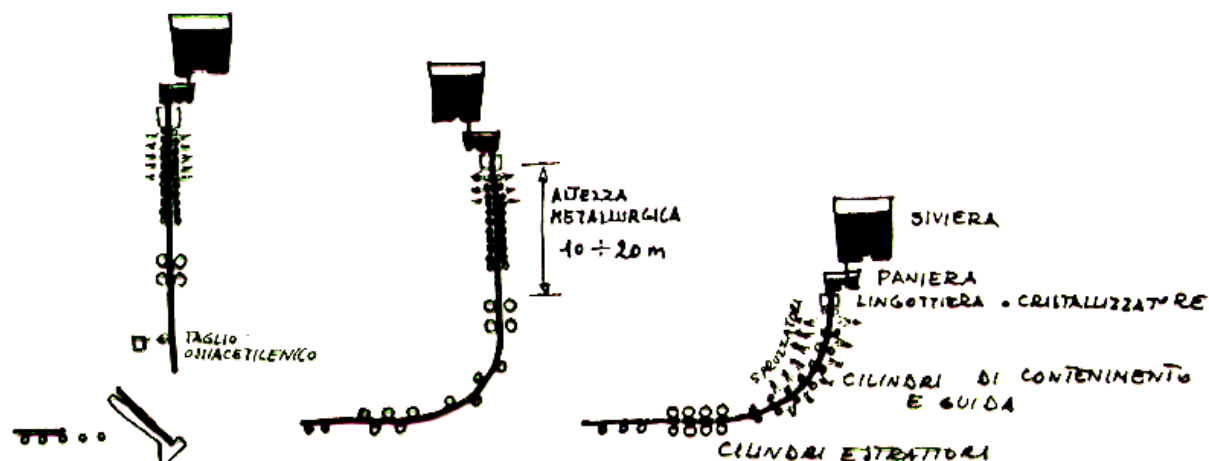


Curvatura a cuore  
solido



Curvatura a cuore  
liquido

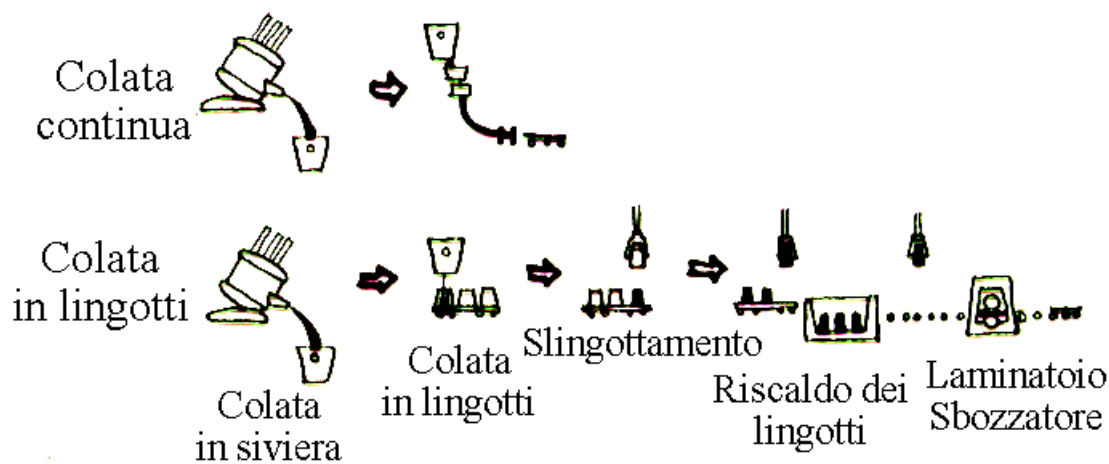
# Colata continua



Colata continua  
verticale

Curvatura a cuore  
solido

Curvatura a cuore  
liquido



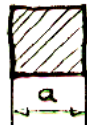
# Semilavorati

Tondi



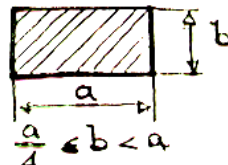
$d \geq 70$   
 $A \geq 3846$

Quadri



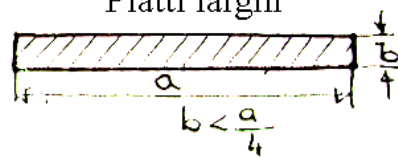
Blumi  $a \geq 120$   
Billette  
 $120 > a \geq 50$

Piatti

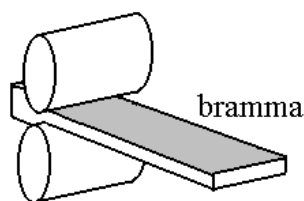


Bramme  
 $b \geq 60$   
Billette  
 $120 > b \geq 30$

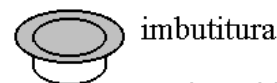
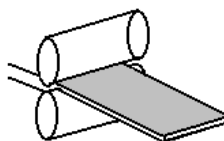
Piatti larghi



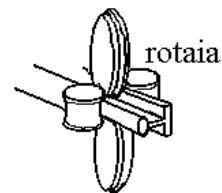
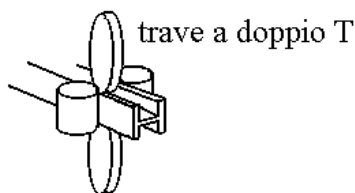
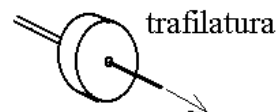
Bramme piatte  
 $b > 50$   
Bidoni  
 $6 \leq b \leq 50$



nastro laminato a freddo

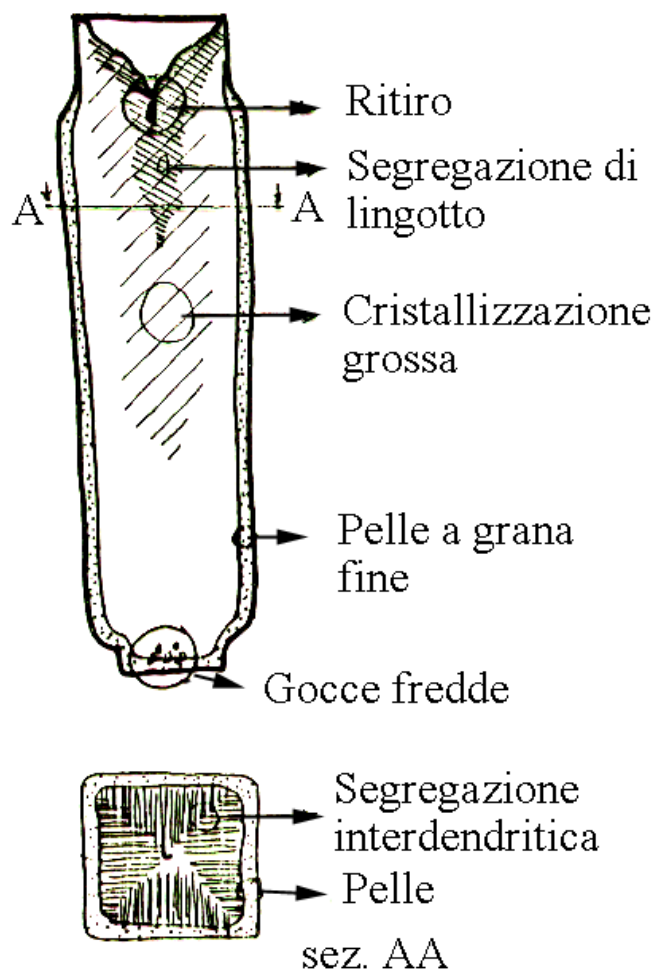


tubo saldato

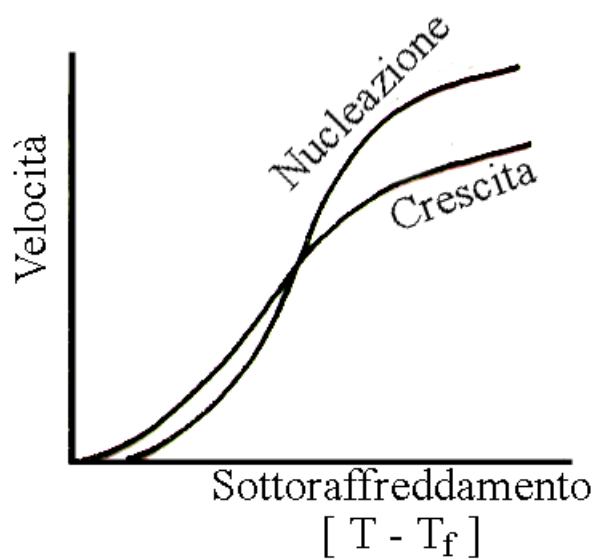
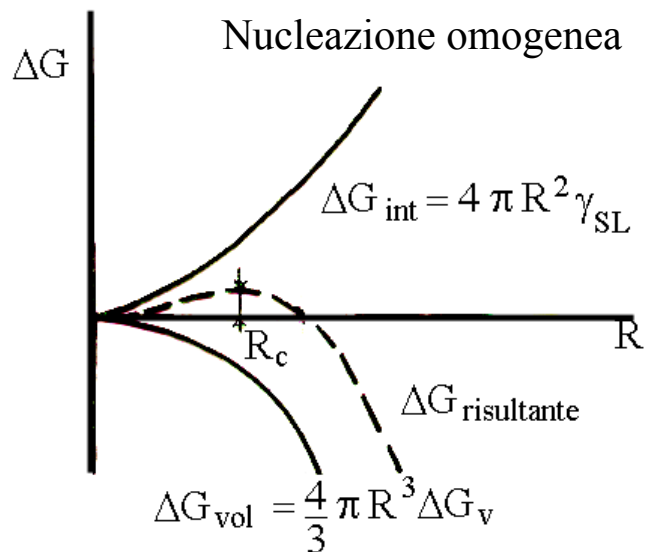
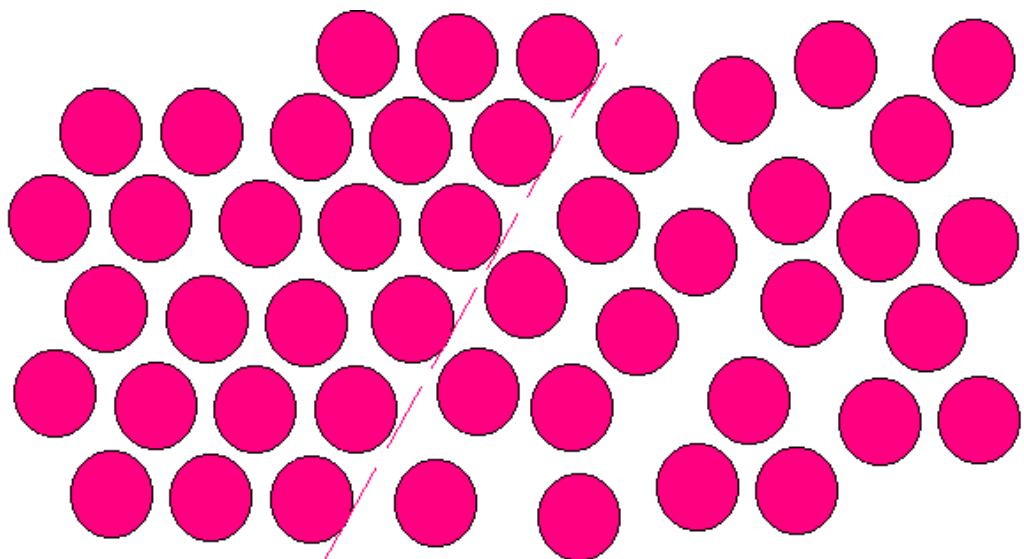


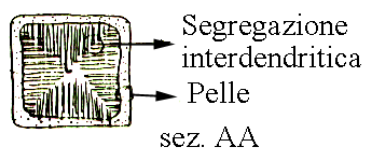
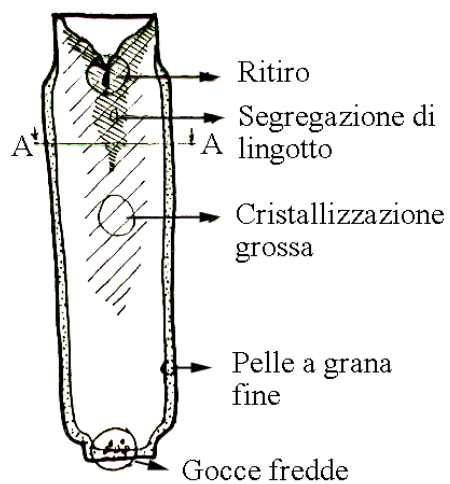
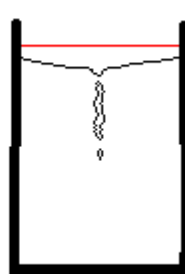
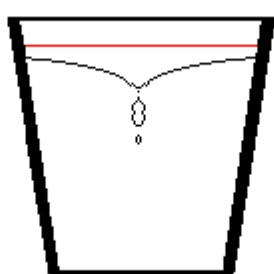
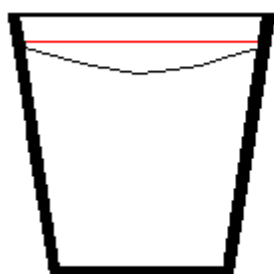
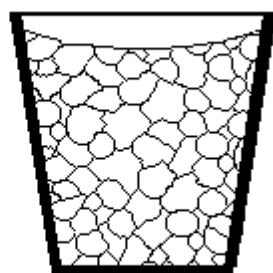
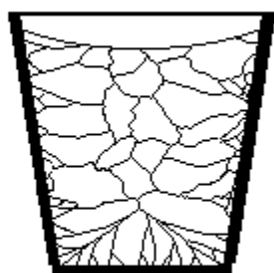
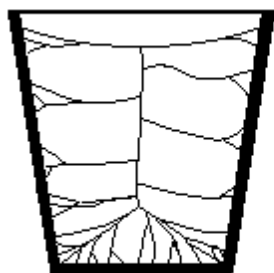


# Struttura del lingotto



# Solidificazione di un metallo puro





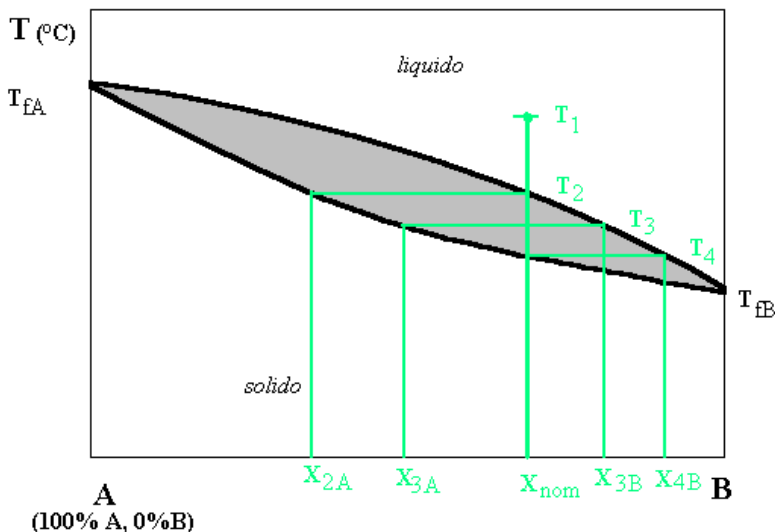
# DIAGRAMMI DI FASE

Permettono di rappresentare lo stato di un sistema chimico in funzione della temperatura. Inoltre, per raffreddamenti o riscaldamento effettuati molto lentamente, permettono di descrivere l'evoluzione di tale sistema al variare della concentrazione degli elementi e della temperatura.

Nel caso di leghe binarie (soli 2 elementi chimici), si può utilizzare una rappresentazione bidimensionale.

Convenzione:

- per rappresentare la composizione chimica media globale, si utilizza un cerchio vuoto;
- per rappresentare la composizione reale di una fase si utilizza un cerchio pieno;
- i gradi di libertà dei luoghi geometrici sui quali si trovano i punti che rappresentano le fasi sono SEMPRE uguali ai gradi di libertà del sistema



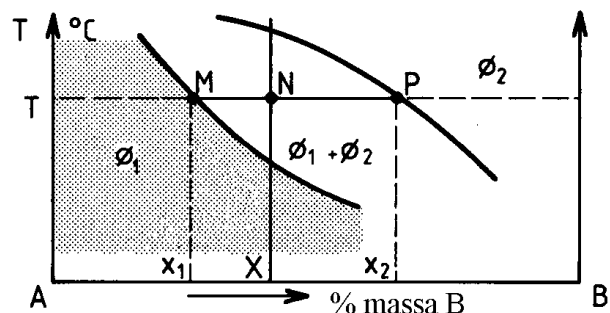
**Domini monofasici ( $v=2$ ):** la temperatura e la concentrazione possono variare, nell'ambito di intervalli più o meno ampi, senza mutare la natura della fase.

**Domini bifasici ( $v=1$ ):** per ogni temperatura, le composizioni delle due fasi in equilibrio sono perfettamente determinate. Questi diagrammi rispettano due semplici regole:

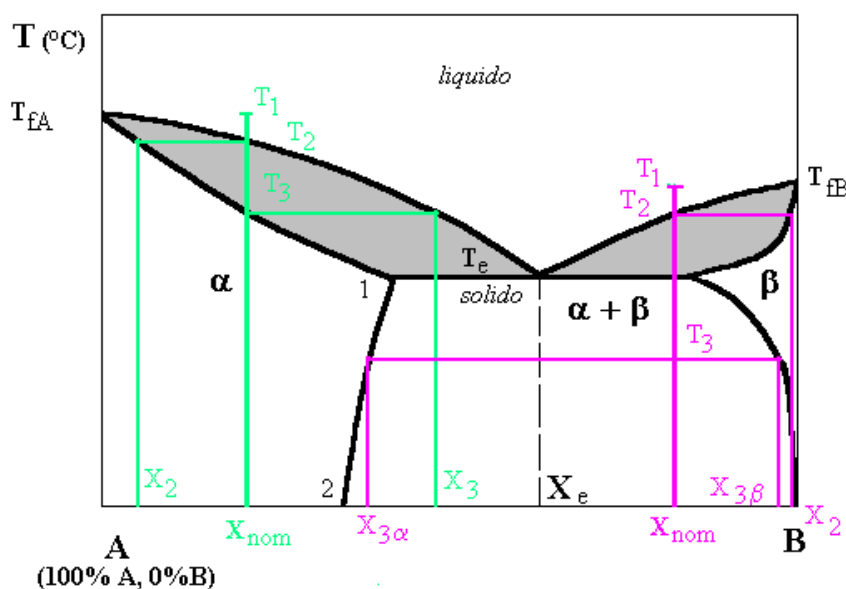
- *Regola dell'orizzontale:* per una temperatura  $T$ , tutte le leghe di composizione  $X$ , tali che  $x_1 < X < x_2$ , sono costituite da due fasi  $\phi_1$  e  $\phi_2$ , con  $\phi_1$  caratterizzato da un tenore  $x_1$  in B e  $\phi_2$  da un tenore  $x_2$  in B.
- *Regola della leva:* alla temperatura  $T$  la lega di composizione  $X$  è caratterizzata da una frazione in peso delle fasi  $\phi_1$  e  $\phi_2$  data da

$$\frac{m_1}{m} = \frac{PN}{PM}$$

$$\frac{m_2}{m} = \frac{NM}{PM}$$

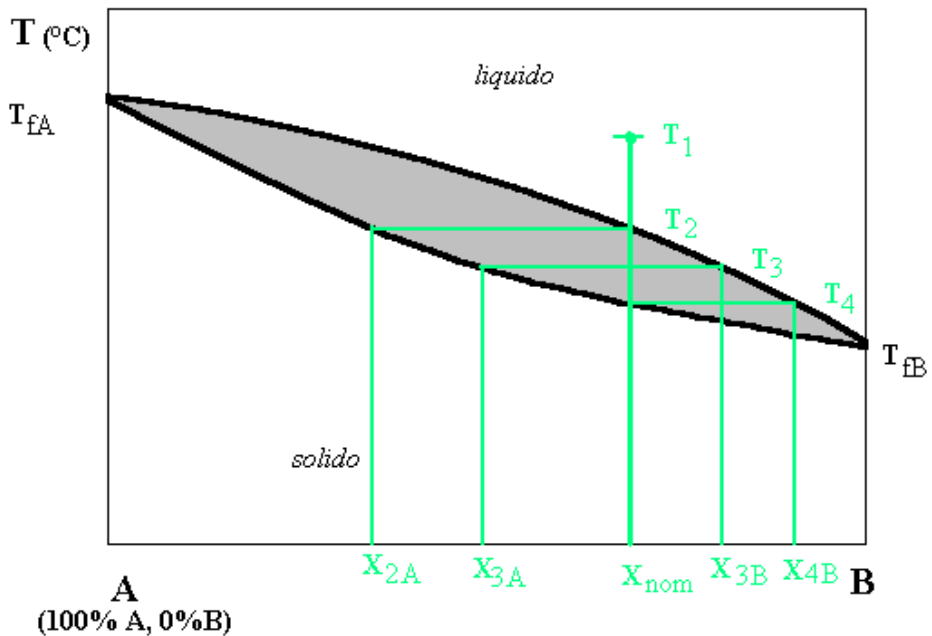


**Domini trifasici (v=0):** tre fasi di composizione determinata sono in equilibrio ad una temperatura costante (zero gradi di libertà). La seguente reazione isoterma evolve in una direzione, oppure nell'altra, a seconda che fornisca oppure si sottragga il calore



# DIAGRAMMI DI STATO

Lega binaria: perfetta miscibilità allo stato liquido ed allo stato solido



Fra la curva di liquidus e quella di solidus, per una determinata temperatura, è possibile determinare la frazione volumetrica di liquido e di solido mediante l'applicazione della regola della leva:

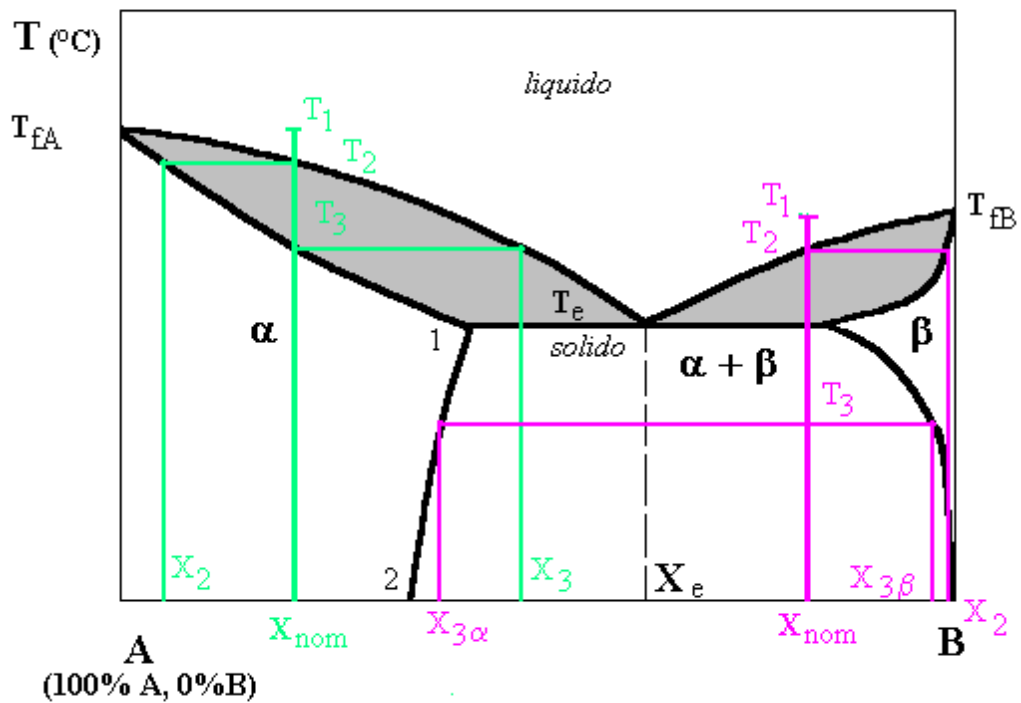
Solido : 
$$W_{3\text{sol}} / W_{\text{tot}} = (X_{3\text{B}} - X_{\text{nom}}) / (X_{3\text{B}} - X_{3\text{A}})$$

Liquido: 
$$W_{3\text{liq}} / W_{\text{tot}} = (X_{\text{nom}} - X_{3\text{A}}) / (X_{3\text{B}} - X_{3\text{A}})$$

# DIAGRAMMI DI STATO

Lega binaria: perfetta miscibilità allo stato liquido e parziale allo stato solido.

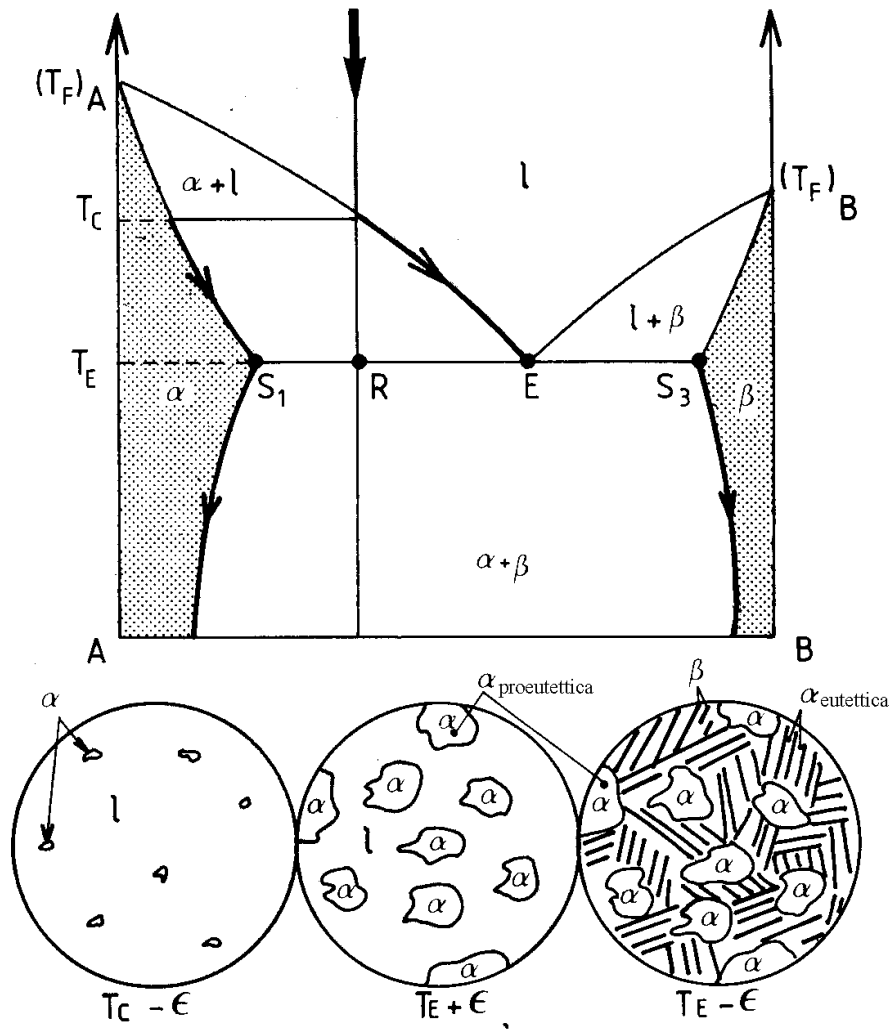
Formazione dell'eutettico







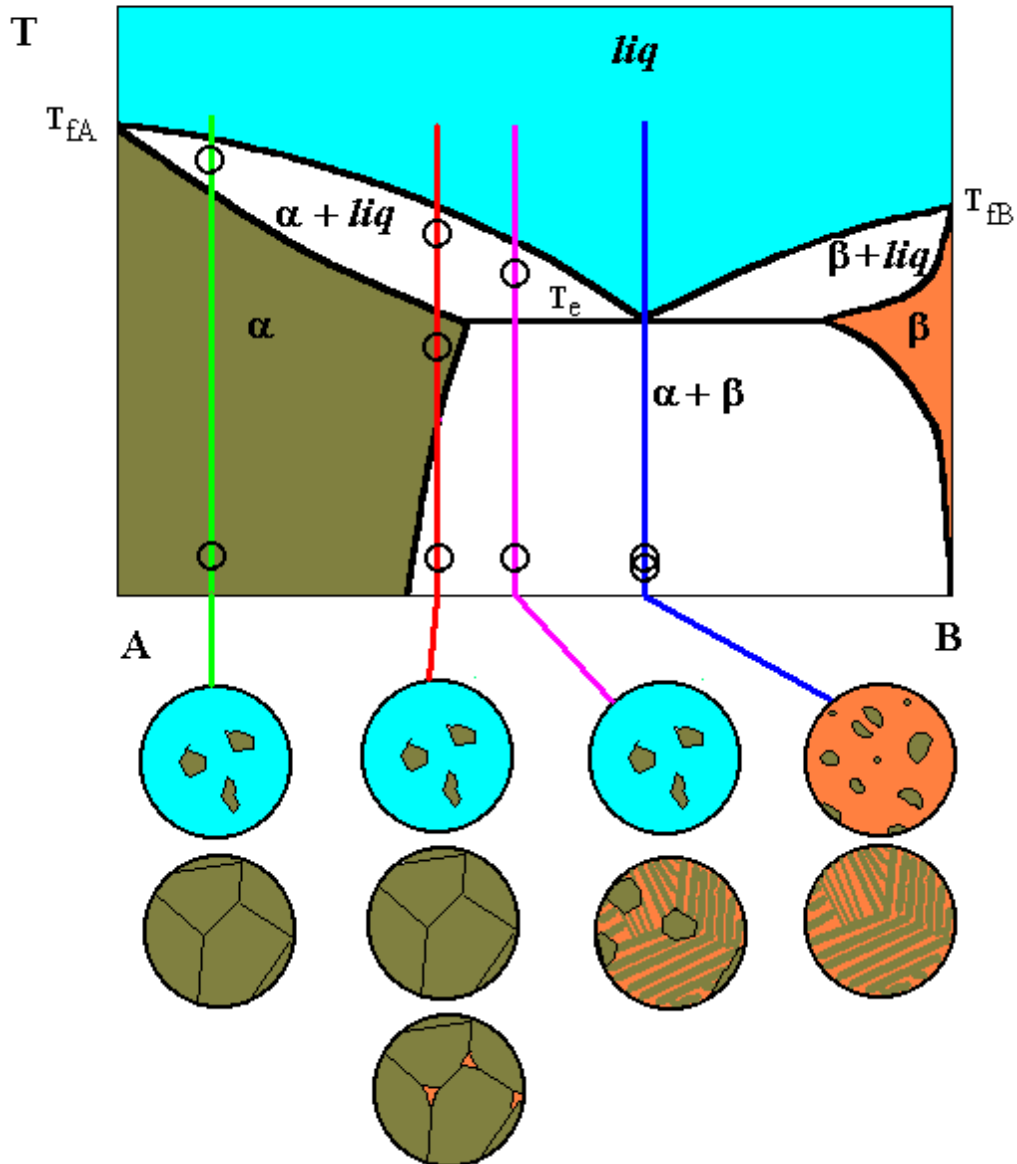
# DIAGRAMMA DI FASE BINARIO CON EUTETTICO



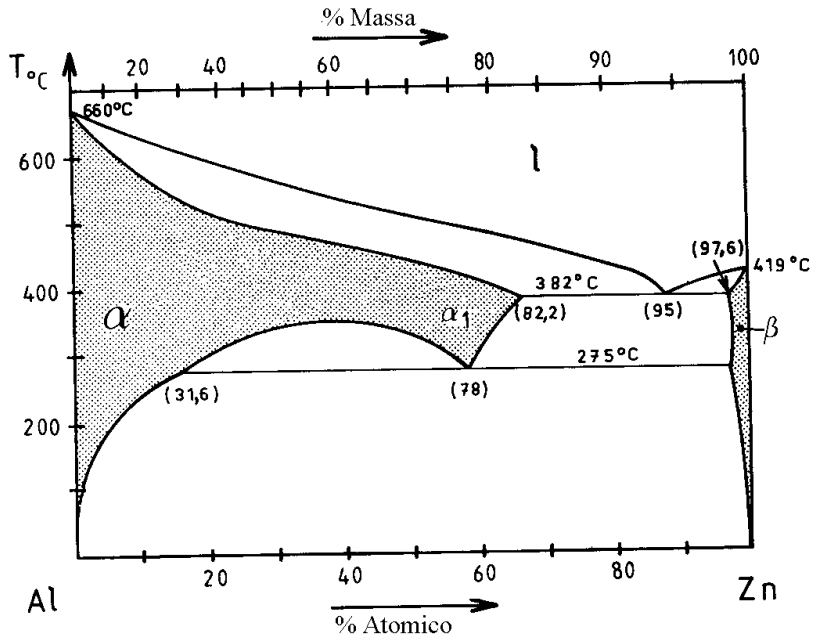
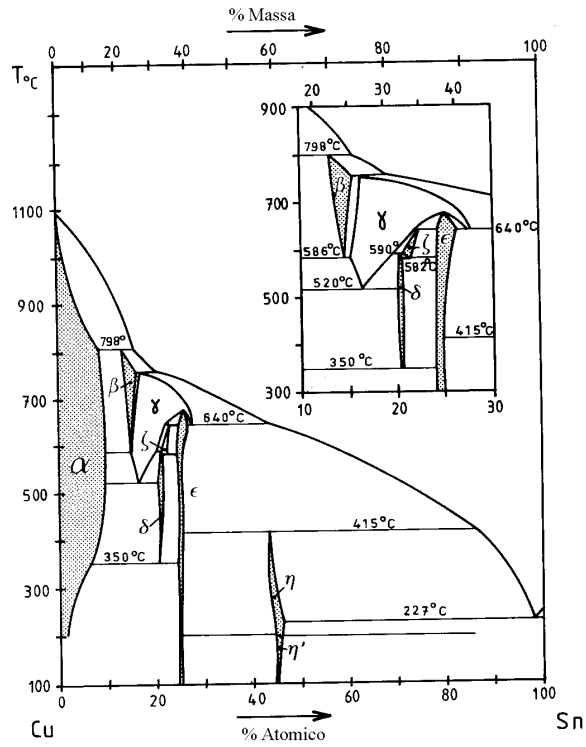
# DIAGRAMMI DI STATO

Lega binaria: perfetta miscibilità allo stato liquido e parziale allo stato solido.

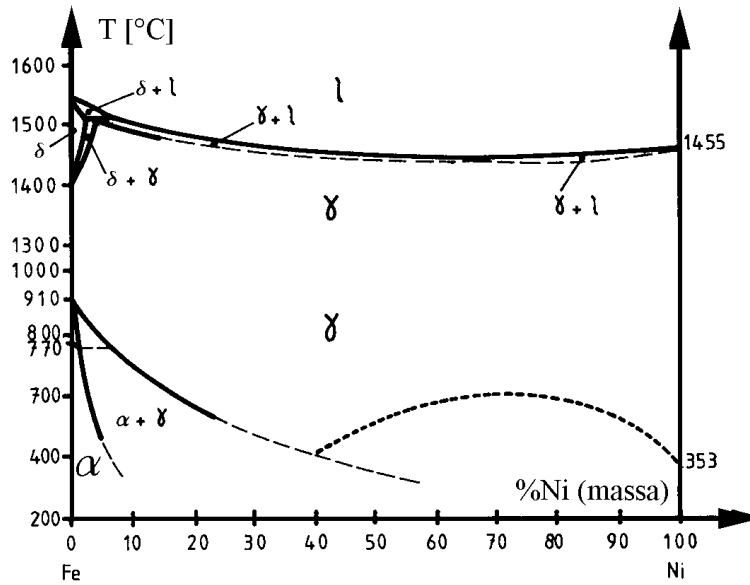
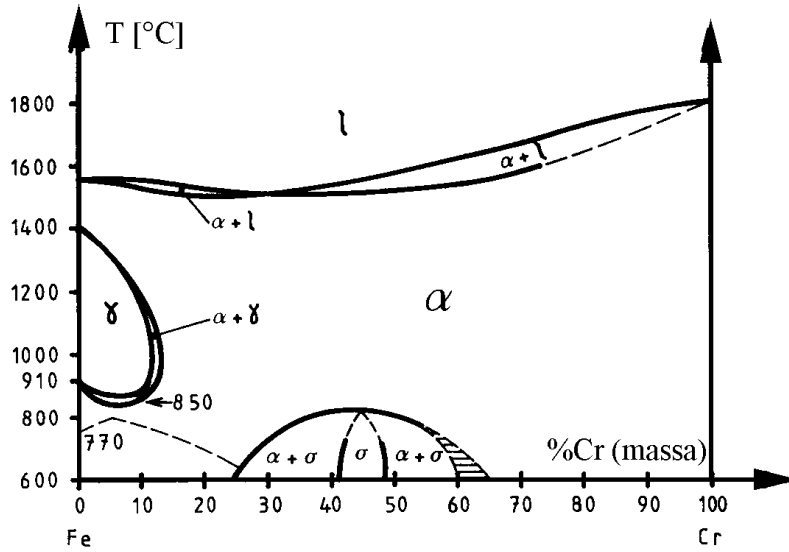
Formazione dell'eutettico



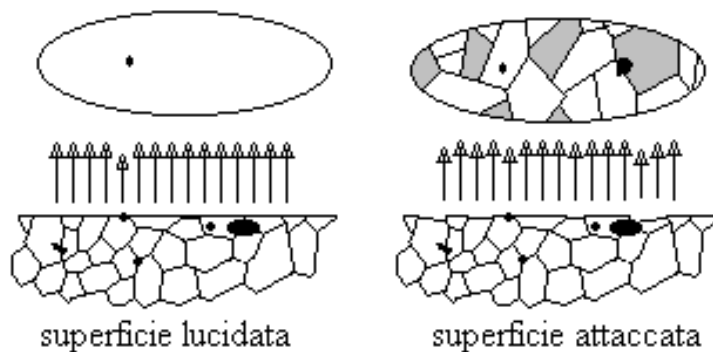
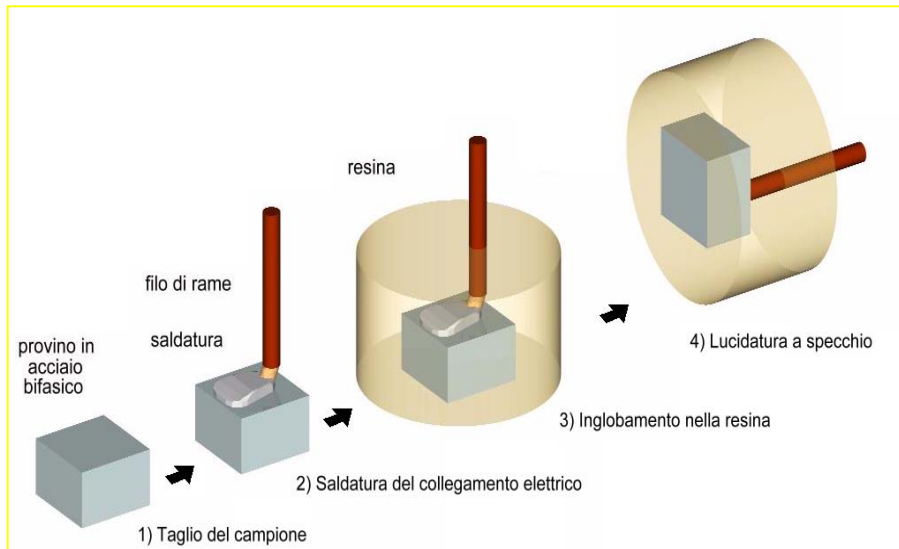
# Diagrammi reali



# Diagrammi reali



# OSSERVAZIONE AL MICROSCOPIO DI MICROSTRUTTURE

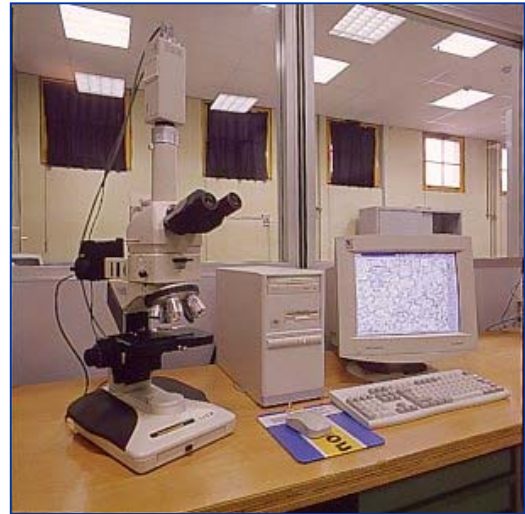


<i>Lega</i>	<i>Composizione e modalità di attacco</i>	<i>Strutture evidenziate</i>
Al e leghe di Al	0,5 ml HF 40% + 100 ml H <sub>2</sub> O	Bordi grano e linee di scorrimento
Cu e leghe di Cu	30 g cloruro ferrico, 90 ml HCl concentrato, 360 ml H <sub>2</sub> O, alcuni secondi	Adatto per ottoni $\alpha + \beta$
Acciai al C, acciai basso legati, ghise	1-4 HNO <sub>3</sub> concentrato, 100 ml alcool etilico (Nital 1-4)	Ferrite, austenite, martensite, ma non i carburi
Acciai al C, acciai basso legati, ghise	2 g acido picrico, 25g NaOH, 100 ml H <sub>2</sub> O, all'ebollizione per 5-10 min.	Attacca i carburi

# OSSERVAZIONE AL MICROSCOPIO DI MICROSTRUTTURE



Microscopio metallografico



Microscopio ottico



Microscopio elettronico a scansione SEM